

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E METALÚRGICAS DE
JUNTAS SOLDADAS PELO PROCESSO DE FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL,
EM AÇO ESTRUTURAL DE ALTA RESISTÊNCIA CLASSIFICADO COMO GRAU
R4 PELA NORMA IAC W22.**

Márcio Medeiros de Magalhães

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2017

MÁRCIO MEDEIROS DE MAGALHÃES

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E METALÚRGICAS DE
JUNTAS SOLDADAS PELO PROCESSO DE FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL,
EM AÇO ESTRUTURAL DE ALTA RESISTÊNCIA CLASSIFICADO COMO GRAU
R4 PELA NORMA IAC W22.**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre
2017

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

Magalhães, Márcio Medeiros de.

Avaliação das propriedades mecânicas e metalúrgicas de juntas soldadas pelo processo de fricção com pino consumível, em aço estrutural de alta resistência classificado como grau R4 pela norma IAC W22 / Márcio Medeiros de Magalhães – 2017
105 f.

Dissertação (Mestre em Engenharia. Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais) – PPGE3M, Universidade Federal do Rio grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly.

1. Soldagem por fricção. 2. Aço de alta resistência. 3. Zonas afetadas pelo processo. I. Reguly, Afonso. II. Título.

MÁRCIO MEDEIROS DE MAGALHÃES

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E METALÚRGICAS DE
JUNTAS SOLDADAS PELO PROCESSO DE FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL,
EM AÇO ESTRUTURAL DE ALTA RESISTÊNCIA CLASSIFICADO COMO GRAU
R4 PELA NORMA IAC W22.**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Aprovado pela Banca Examinadora em setembro de 2017.

Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos

Prof. Dr. Márcio Levi Kramer Macedo

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich

LAMEF.

Dedico esta dissertação a minha família e aos meus colegas de

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Afonso Reguly, pela orientação no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Laboratório de Metalurgia Física, ao Grupo de Análise de Falhas e ao Grupo de Projetos de Engenharia, em especial ao engenheiro Diogo Buzzatti e a Dra. Mariane Chludzinski pelo auxílio no desenvolvimento do trabalho.

Aos Doutores Rafael Nunes e Robert Wimpory, e ao instituto Helmholtz-Zentrum de Berlin pela colaboração com os ensaios deste estudo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABELAS	XIX
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XX
RESUMO	XXI
ABSTRACT	XXII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 OBJETIVO	3
3.0 REVISÃO DA LITERATURA	4
3.1 O Processo de Soldagem.....	4
3.1.1 Soldagem por Fricção	4
3.1.2 Soldagem por Fricção com Pino Consumível.....	5
3.1.3 Parâmetros do Processo.....	7
3.1.4 Geometrias do Processo	10
3.1.5 Zonas Criadas Durante a Soldagem pelo Processo FHPP	11
3.2 Sistemas de Ancoragem para Aplicações <i>Offshore</i>	12
3.2.1 Elos de Amarras para Sistemas de Ancoragem.....	14
3.2.2 Aços de Alta Resistência Grau R4.....	15
3.2.3 Microestrutura dos Aços Grau R4	16
3.3 Tratamento Térmico Pós Soldagem.....	19
3.3.1 Tratamento Térmico de Revenimento.....	20
4.0 MATERIAIS E MÉTODOS	25
4.1 Equipamento Utilizado e Parâmetros do Processo	25
4.2 Geometria dos Pinos e das Bases Soldadas	26
4.3 Material Adotado	27
4.4 Tratamento Térmico.....	27
4.5 Caracterização Macro e Microestrutural.....	27
5.0 RESULTADOS	32

5.1	Análise Prévia do Material.....	32
5.2	Aquisição dos Dados de Soldagem.....	33
5.3	Caracterização Macroestrutural	35
5.4	Caracterização Microestrutural.....	38
5.5	Mapeamento de Microdureza Vickers	60
5.6	Medida do Estado de Tensões Residuais na Junta Soldada.....	66
6.0	DISCUSSÕES	68
6.1	Análise Macroestrutural.....	68
6.2	Análise Microestrutural	69
6.3	Mapeamento de Microdureza Vickers	73
6.4	Medida do Estado de Tensões Residuais	74
7.0	CONCLUSÕES	75
8.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	77
9.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Princípio básico do processo FHPP	5
Figura 3.2: Representação gráfica do processo de soldagem por fricção com pino consumível.	6
Figura 3.3: Macrografias apresentando o escoamento do material do pino consumível durante a soldagem por fricção.....	7
Figura 3.4: Desenho esquemático ilustrando o ciclo de soldagem por fricção com pino consumível, apresentando todos os parâmetros de interesse no processo.	8
Figura 3.5: Desenho ilustrando as duas geometrias existentes para os pinos utilizados no processo FHPP.....	10
Figura 3.6: Ilustração das regiões existentes em uma junta soldada pelo processo FHPP.....	12
Figura 3.7: Imagem ilustrativa de um sistema de ancoragem e prospecção de uma unidade FPSO (Flotation Production Storage Oil).....	13
Figura 3.8: Ilustrações de um sistema convencional de ancoragem (a) e de um sistema Taut-Leg (b).	13
Figura 3.9: Representação esquemática do processo de soldagem por centelhamento.....	14
Figura 3.10: Imagem ilustrando os elos utilizados na confecção de amarras.....	15
Figura 3.11: Gráfico da relação entre a morfologia da martensita e teor de carbono contido no aço.....	18
Figura 3.12: Formas da martensita. a) martensita em ripas de um aço SAE 1045, b) martensita em placas de um aço SAE 1080, região clara entre as placas austenita retida. Ambos na condição de como temperado. Ataque Nital 2%.	19
Figura 3.13: Desenho esquemático do instrumento para medições residuais por difração de nêutrons, 1: monocromador, 2: abertura do feixe incidente, 3: amostra, 4: máscara feixe defratado, 5: detector	24

Figura 4.1: Fluxograma ilustrando a metodologia do trabalho.	25
Figura 4.2: Desenho esquemático da máquina utilizada (a), e imagem do equipamento com o pino e base a serem soldados (b), já posicionados.	26
Figura 4.3: Ilustração contendo as dimensões (em milímetros) dos pinos e bases utilizados.	27
Figura 4.4: Macrografia da solda F30 detalhando a localização e a forma com que as medidas efetuadas.	28
Figura 4.5: Imagens identificando as zonas observadas na análise microestrutural.	28
Figura 4.6: Imagens da amostra antes e depois do corte para preparação metalográfica: antes do corte (imagem superior), e após o corte (imagem inferior).	29
Figura 4.7: Ilustração do mapeamento de microdureza Vickers.	30
Figura 4.8: Desenho esquemático detalhando o sentido no material 3 das medições realizadas.	31
Figura 5.1: Micrografia do material base após o tratamento térmico antes da soldagem. Ataque Nital 2%.	33
Figura 5.2: Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F30.	34
Figura 5.3 Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F45.	34
Figura 5.4: Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F60.	35
Figura 5.5: Macrografia da solda F30 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.	36
Figura 5.6: Macrografia da solda F45 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.	36
Figura 5.7: Macrografia da solda F60 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.	37
Figura 5.8: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras sem revenimento após a soldagem. Ataque Nital 2%.	38
Figura 5.9: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na Figura 4.5, na parte inferior as endentações realizadas nas amostras sem revenimento. Ataque Nital 2%.	40

Figura 5.10: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA metal base/pino) na Figura 4.5, sem revenimento, com as setas mostrando a presença de ferrita com bainita. Ataque Nital 2%.	42
Figura 5.11: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 (interface metal base/pino) na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.	43
Figura 5.12: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.....	44
Figura 5.13: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA do metal base) na figura 4.5, com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.	46
Figura 5.14: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA do pino/base) na figura 4.5, com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.	47
Figura 5.15: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 (interface metal base/pino) na figura 4.5. Ataque Nital 2%.	48
Figura 5.16: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de duas após a soldagem. Microestrutura identificada como martensita revenida. Ataque Nital 2%.....	51
Figura 5.17: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na Figura 4.5, das amostras com duas horas de revenimento. Ataque Nital 2%.	52
Figura 5.18: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA do metal base/Pino), na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.53	
Figura 5.19: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.	56

Figura 5.20: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de quatro horas após a soldagem. Ataque Nital 2%.	57
Figura 5.21: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na Figura 4.5, das amostras revenidas por quatro horas. Ataque Nital 2%.	58
Figura 5.22: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 3 (ZTMA metal base) na Figura 4.5, presença de bainita. Ataque Nital 2%.	60
Figura 5.23: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.	61
Figura 5.24: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 sem revenimento.	63
Figura 5.25: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 sem revenimento.	63
Figura 5.26: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 sem revenimento.	63
Figura 5.27: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com revenimento de uma hora pós soldagem.	64
Figura 5.28: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com revenimento de uma hora pós soldagem.	64
Figura 5.29: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com revenimento de uma hora pós soldagem.	65
Figura 5.30: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com duas horas de revenimento pós soldagem.	65

Figura 5.31: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com duas horas de revenimento pós soldagem.	66
Figura 5.32: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com duas horas de revenimento pós soldagem.	66
Figura 5.33: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com quatro horas de revenimento pós soldagem.	67
Figura 5.34: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com quatro horas de revenimento pós soldagem.	67
Figura 5.35: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com quatro horas de revenimento pós soldagem.	68
Figura 5.44: Gráfico com os valores das tensões residuais medidas na amostra sem revenimento.	69
Figura 5.45: Gráfico com os valores das tensões residuais medidas na amostra com revenimento de quatro horas.	69
Figura 6.1: Microestrutura do material base, aço grau R4. Martensita revenida.	72
Figura 6.2: Metalografia apresentando a microestrutura martensítica.	73
Figura 6.3: Curva de resfriamento obtida por BUZZATTI sobreposta a curva de resfriamento contínua do aço SAE 8620.	74
Figura 6.4: Curvas de resfriamento para uma solda produzida pelo processo FHPP, com força axial de 200 kN.	75
Figura 3.1: Princípio básico do processo FHPP	5
Figura 3.2: Representação gráfica do processo de soldagem por fricção com pino consumível.	6

Figura 3.3: Macrografias apresentando o escoamento do material do pino consumível durante a soldagem por fricção.....	7
Figura 3.4: Desenho esquemático ilustrando o ciclo de soldagem por fricção com pino consumível, apresentando todos os parâmetros de interesse no processo.....	8
Figura 3.5: Desenho ilustrando as duas geometrias existentes para os pinos utilizados no processo FHPP.....	10
Figura 3.6: Ilustração das regiões existentes em uma junta soldada pelo processo FHPP.....	12
Figura 3.7: Imagem ilustrativa de um sistema de ancoragem e prospecção de uma unidade FPSO (Flotation Production Storage Oil).....	13
Figura 3.8: Ilustrações de um sistema convencional de ancoragem (a) e de um sistema Taut-Leg (b).	13
Figura 3.9: Representação esquemática do processo de soldagem por centelhamento.....	14
Figura 3.10: Imagem ilustrando os elos utilizados na confecção de amarras.....	15
Figura 3.11: Gráfico da relação entre a morfologia da martensita e teor de carbono contido no aço.....	18
Figura 3.12: Formas da martensita. a) martensita em ripas de um aço SAE 1045, b) martensita em placas de um aço SAE 1080, região clara entre as placas austenita retida. Ambos na condição de como temperado. Ataque Nital 2%.	19
Figura 3.13: Desenho esquemático do instrumento para medições residuais por difração de nêutrons, 1: monocromador, 2: abertura do feixe incidente, 3: amostra, 4: máscara feixe defratado, 5: detector	24
Figura 4.1: Fluxograma ilustrando a metodologia do trabalho.	25
Figura 4.2: Desenho esquemático da máquina utilizada (a), e imagem do equipamento com o pino e base a serem soldados (b), já posicionados.	26
Figura 4.3: Ilustração contendo as dimensões (em milímetros) dos pinos e bases utilizados...	27

Figura 4.4: Macrografia da solda F30 detalhando a localização e a forma com que as medidas efetuadas.	28
Figura 4.5: Imagens identificando as zonas observadas na análise microestrutural.	28
Figura 4.6: Imagens da amostra antes e depois do corte para preparação metalográfica: antes do corte (imagem superior), e após o corte (imagem inferior).	29
Figura 4.7: Ilustração do mapeamento de microdureza Vickers.	30
Figura 4.8: Desenho esquemático detalhando o sentido no material 3 das medições realizadas.	31
Figura 5.1: Micrografia do material base após o tratamento térmico antes da soldagem. Ataque Nital 2%.	33
Figura 5.2: Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F30.	34
Figura 5.3 Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F45.	34
Figura 5.4: Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F60.	35
Figura 5.5: Macrografia da solda F30 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.	36
Figura 5.6: Macrografia da solda F45 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.	36
Figura 5.7: Macrografia da solda F60 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.	37
Figura 5.8: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras sem revenimento após a soldagem. Ataque Nital 2%.	38
Figura 5.9: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na Figura 4.5, na parte inferior as endentações realizadas nas amostras sem revenimento. Ataque Nital 2%.	40
Figura 5.10: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA metal base/pino) na Figura 4.5, sem revenimento, com as setas mostrando a presença de ferrita com bainita. Ataque Nital 2%.	42

Figura 5.11: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 (interface metal base/pino) na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.	43
Figura 5.12: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.....	44
Figura 5.13: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA do metal base) na figura 4.5, com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.	46
Figura 5.14: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA do pino/base) na figura 4.5, com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.	47
Figura 5.15: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 (interface metal base/pino) na figura 4.5. Ataque Nital 2%.	48
Figura 5.16: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de duas após a soldagem. Microestrutura identificada como martensita revenida. Ataque Nital 2%.....	51
Figura 5.17: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na Figura 4.5, das amostras com duas horas de revenimento. Ataque Nital 2%.	52
Figura 5.18: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA do metal base/Pino), na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.53	
Figura 5.19: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.	56
Figura 5.20: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de quatro horas após a soldagem. Ataque Nital 2%.	57

Figura 5.21: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na Figura 4.5, das amostras revenidas por quatro horas. Ataque Nital 2%.	58
Figura 5.22: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 3 (ZTMA metal base) na Figura 4.5, presença de bainita. Ataque Nital 2%.	60
Figura 5.23: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.	61
Figura 5.24: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 sem revenimento.	63
Figura 5.25: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 sem revenimento.	63
Figura 5.26: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 sem revenimento.	63
Figura 5.27: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com revenimento de uma hora pós soldagem.	64
Figura 5.28: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com revenimento de uma hora pós soldagem.	64
Figura 5.29: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com revenimento de uma hora pós soldagem.	65
Figura 5.30: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com duas horas de revenimento pós soldagem.	65
Figura 5.31: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com duas horas de revenimento pós soldagem.	66

Figura 5.32: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com duas horas de revenimento pós soldagem.....	66
Figura 5.33: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com quatro horas de revenimento pós soldagem.....	67
Figura 5.34: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com quatro horas de revenimento pós soldagem.....	67
Figura 5.35: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com quatro horas de revenimento pós soldagem.....	68
Figura 5.44: Gráfico com os valores das tensões residuais medidas na amostra sem revenimento.	69
Figura 5.45: Gráfico com os valores das tensões residuais medidas na amostra com revenimento de quatro horas.	69
Figura 6.1: Microestrutura do material base, aço grau R4. Martensita revenida.	72
Figura 6.2: Metalografia apresentando a microestrutura martensítica.	73
Figura 6.3: Curva de resfriamento obtida por BUZZATTI sobreposta a curva de resfriamento contínua do aço SAE 8620.	74
Figura 6.4: Curvas de resfriamento para uma solda produzida pelo processo FHPP, com força axial de 200 kN.....	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Requisitos mínimos para as propriedades mecânicas dos aços Grau R3, R3S, R4, R4S e R5, segundo a norma IAC W22.....	16
Tabela 3.2: Composição química do aço grau R4 estudado por PIRES.....	16
Tabela 3.3: Composição química do aço grau R4 estudado por CHAVES.	16
Tabela 4.1: Parâmetros de soldagem utilizados.	26
Tabela 5.1: Composição química do material base e do pino.	32
Tabela 5.2: Valores medidos de dureza Vickers do metal base.	33
Tabela 5.3: Valores medidos na região da ZTA e ZTMA do metal base, da amostra F30.	37
Tabela 5.4: Valores medidos na região da ZTA e ZTMA do metal base, da amostra F45.	37
Tabela 5.5: Valores medidos na região da ZTA e ZTMA do metal base, da amostra F60.	37

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas;
AWS	American Welding Society;
Ceq	Carbono Equivalente;
CFC	Cúbica de Face Centrada;
Fe _{2,2} C	Carboneto Épsilon;
η -Fe ₂ C	Carboneto Eta;
FHPP	Friction Hydro Pillar Processing;
HV	Dureza Vickers;
IAC W22	International Association of Classification Societies;
IIW	International Institute of Welding;
K	Fator de Intensidade de Tensões;
Mi	Início da Transformação Martensítica;
MO	Microscópio Óptico;
RPM	Rotação por Minuto;
SAE	Society of Automotive Engineers;
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado;
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem;
TWI	Technical Welding Institute;
ZTA	Zona Termicamente Afetada;
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada;

RESUMO

Este estudo tem por objetivo avaliar a possibilidade de confeccionar juntas soldadas pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível (*Friction Hydro Pillar Processing*), em aço classificado como grau R4 de acordo com a norma IAC W22. As juntas soldadas foram produzidas com três diferentes forças axiais: 30 kN, 45 kN e 60 kN, e após a soldagem, submetidos a três diferentes tempos de tratamento térmico de revenimento: uma hora, duas horas e quatro horas, na temperatura de 650 °C. A microestrutura predominantemente martensítica resultante destes processos, foi caracterizada através de microscopia óptica, e de um mapeamento de microdureza Vickers. As soldas tiveram suas zonas afetadas pelo processo mensuradas através do *software* de análise de imagens ImageJ, sendo observadas maiores zonas para menores forças axiais empregadas. Caracterizou-se ainda, o nível de tensões residuais oriundos do processo de soldagem através do método de difração de nêutrons, para uma solda produzida com força axial de 45 kN, em duas diferentes condições, no estado de como soldado e com revenimento de quatro horas após a soldagem. Com os resultados obtidos neste trabalho pode-se concluir que as juntas soldadas com a força de 60 kN apresentaram a melhor combinação de propriedades avaliadas, que são, um menor tamanho de zonas afetadas pelo processo, e manteve um bom nível de dureza mesmo após o revenimento. Todas as juntas soldadas apresentaram uma ótima união metalúrgica, e os diferentes tempos de tratamento térmico empregados promoveram alterações microestruturais e nas propriedades do material já esperadas para o tratamento térmico de revenimento.

Palavras chave: Soldagem por fricção com pino consumível, tratamento térmico, microestrutura, zonas afetadas pelo processo.

ABSTRACT

The aim of this study is to evaluate the possibility of making joints welded by Friction Hydro Pillar Processing, in steel grade R4 according to IAC W22. The repairs were produced with three different axial forces: 30 kN, 45 kN and 60 kN, and after welding, subjected to three different tempering heat treatment times: one hour, two hours and four hours, at a temperature of 650 °C. The predominantly martensitic microstructure resulting from these processes was characterized by optical microscopy and a Vickers microhardness mapping. The welds had their zones affected by the process measured through the ImageJ image analysis software, with larger zones being observed for smaller axial forces employed. It was also characterized the level of residual stresses from the welding process, through the neutron diffraction method, for a weld produced with axial force of 45 kN, in two different conditions, as welded and annealing for four hours after welding. With the results obtained in this work it can be concluded that the welded joints with the force of 60 kN presented the best combination of evaluated properties, which are, a smaller size of zones affected by the process, and maintained a good level of hardness even after the annealing. All the welded joints presented an excellent metallurgical bonding, and the different times of thermal treatment employed promoted microstructural changes and in the properties of the material already expected for the heat treatment of annealing.

Keywords: Friction hydro pillar processing, heat treatment, zones affected by the process.

1.0 INTRODUÇÃO

A indústria de óleo e gás a cada dia expande suas operações em bacias marítimas, porém as características diferenciadas deste meio em relação ao da exploração em terra faz com que seja necessária a utilização de equipamentos e materiais com propriedades muito distintas aos usados em bacias continentais.

O investimento em pesquisa para desenvolvimento de novas tecnologias que visam melhorar o desempenho e/ou a vida útil em serviço de um componente são de extrema importância neste cenário, o que torna muito conveniente o presente estudo, que visa realizar reparos feitos pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível, em inglês FHPP (*Friction Hydro Pillar Processing*), utilizando pinos e bases produzidas em aço estrutural grau R4 de acordo com a norma IAC W22, largamente aplicado na indústria *offshore*, para confecção de amarras de ancoragem. A escolha por este processo de soldagem neste estudo está vinculada às limitações que este tipo de aço possui. Devido a sua composição química, não se recomenda a soldagem deste aço via métodos usuais (com exceção ao processo de soldagem por centelhamento, aplicado na confecção dos elos). Apesar de ter sido desenvolvido um estudo como o de JORGE, J. C. F., BOTT, I. S., VOGAS, P. V. B. D, SOUZA, L. F. G.(2013), que avaliou as propriedades mecânicas de um metal de solda de alta resistência, os procedimentos e os parâmetros de soldagem ainda não estão definidos, assim como, não se sabe o comportamento e as limitações dos componentes soldados em suas aplicações após a realização de algum reparo.

Por serem utilizados para garantir a segurança de uma plataforma, os sistemas de ancoragem precisam possuir uma elevada resistência mecânica aliada a uma boa tenacidade. Devido a estas exigências em serviço, a microestrutura do aço utilizado na confecção dos sistemas é a martensita revenida.

O processo de soldagem por fricção com pino consumível consiste na utilização de pinos para reparar trincas ou defeitos existentes no componente, através do uso de uma máquina que promove uma alta rotação no pino, mantendo a base fixa, com isso o atrito entre o pino e a base gera o calor necessário para plastificar os materiais envolvidos, e ao final do processo há a aplicação de uma força de recalque suficientemente alta, a fim de promover a união completa entre pino e a base. Os parâmetros que influenciam diretamente neste

processo são: força axial, velocidade de rotação, torque, comprimento de queima (*burn off*) e força de forjamento.

Os processos de soldagem baseados na fricção podem vir a substituir os convencionais baseados no arco elétrico na união ou reparo de estruturas metálicas, tais como, plataformas e outros componentes utilizados na indústria de óleo e gás (YEH, 2012). Isto porque o processo de soldagem por fricção com pino consumível apresenta algumas diferenças em relação aos processos de soldagem convencionais a arco elétrico. As principais diferenças são: temperaturas atingidas ao longo do processo são mais baixas do que a de fusão do material, evitando assim defeitos de solidificação, além de eliminar riscos a saúde do trabalhador envolvendo eletricidade, respingos de metal líquido e fumos oriundos do processo de soldagem (NICHOLAS, 2003). Este método de soldagem produz soldas com uma ótima união metalúrgica e pequenas zonas afetadas pelo processo

Ao se utilizar o processo de soldagem na produção de componentes mecânicos e estruturais, os ciclos térmicos durante tais processos, associados à composição química do material e geometria do componente, são os responsáveis pelas características metalúrgicas da junta soldada e, conseqüentemente, definem a resistência à fratura do próprio componente. Para que se tenha uma junta soldada que apresente uma integridade estrutural confiável, é empregado após a soldagem um tratamento térmico de revenimento (PIMENTA, 2007).

2.0 OBJETIVOS

Dentro de um contexto de parceria entre a empresa Petrobras e o Laboratório de Metalurgia Física para o desenvolvimento de novas tecnologias aplicáveis ao setor de óleo e gás, o presente estudo teve o objetivo de avaliar a possibilidade da produção de juntas soldadas, confeccionadas através do processo de soldagem por fricção com pino consumível, em aço estrutural grau R4 segundo a norma IAC W22, com diferentes forças axiais e submetidos a um tratamento térmico de revenimento após a soldagem. Com isso, avaliou-se se processo de soldagem com pino consumível (*Friction Hydro Pillar Processing*) pode se apresentar como uma opção tecnológica na confecção de reparos em elos de correntes para ancoramento de plataformas petrolíferas.

3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão tratados os tópicos pertinentes ao trabalho desenvolvido. Começando por uma apresentação do processo de soldagem por fricção utilizando um pino consumível e os parâmetros envolvidos no mesmo, o aço de alta resistência grau R4, suas características e aplicações. Seu tratamento térmico de revenimento também será abordado, bem como a influência que os elementos químicos que compõe esta liga têm sobre as propriedades finais deste aço.

3.1 O Processo de Soldagem

A soldagem é definida como “o processo de junção de materiais no qual as forças de união estabelecidas entre as partes sendo unidas são de natureza similar às que existem no interior das partes e responsáveis pela própria existência destas como materiais sólidos (isto é, as forças de ligação química)", (MARQUES, MODENESE e BRACARENSE, 2009).

WAINER (1992), diz que a classificação do processo de soldagem é dada pela natureza da união. Existe a soldagem no estado sólido, cujos processos são reconhecidos como soldagem por explosão e soldagem por atrito. Além da soldagem por fusão, que engloba a soldagem por resistência, soldagem acetilênica e a arco, que correspondem aos processos: eletrodo revestido, arco submerso, GTAW, GMAW, soldagem por plasma, por eletroescória, por feixe de elétrons e soldagem a laser.

3.1.1 Soldagem por Fricção

A *American Welding Society* (AWS) (1991), afirma que as origens da soldagem por fricção são anteriores a 1889, sendo desse período a primeira patente relacionada ao processo foi registrada nos Estados Unidos. Ao longo da Segunda Guerra Mundial, na Alemanha, tubos feitos de um material termoplástico foram unidos por este processo. Contudo, somente a partir da publicação das experiências realizadas na extinta União Soviética em 1957, reascendeu o interesse pelo processo de soldagem por fricção (MEYER 2002).

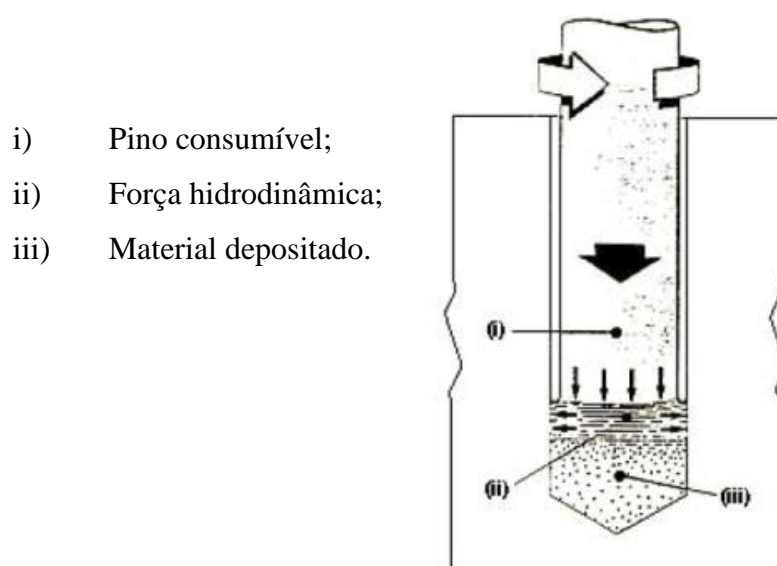
3.1.2 Soldagem por Fricção com Pino Consumível

O processo de soldagem por fricção com pino consumível, ou *Friction Hydro Pillar Processing* (FHPP), é uma técnica considerada ainda nova no universo da soldagem, e se dá no estado sólido. Inventada pelo *Technical Welding Institute* (TWI), esta técnica é o foco do interesse em pesquisa e desenvolvimento devido ao seu potencial em oferecer uma série de novas rotas para produção e fabricação (THOMAS e NICHOLAS, 1996).

O nome *Friction Hydro Pillar Processing*, deve-se ao fato de ser produzida uma força hidrodinâmica em todas as direções ao plastificar o material do pino e pressioná-lo contra as paredes da cavidade a ser reparada (MEINHARDT, 2013). O processo de soldagem por fricção com pino consumível é realizado através do atrito entre um pino consumível e uma base estática. Esta base possui um furo (que pode ser não passante), previamente usinado com dimensões cilíndricas ou cônicas. O pino é rotacionado e após é aplicada uma força axial movimentando o pino em direção ao material base (PINHEIRO et al., 2001) (CHLUDZINSKI, 2013).

Na Figura 3.1 está apresentado um desenho esquemático mostrando como se dá o surgimento desta força hidrodinâmica durante o processo de soldagem, fazendo com que seja possível depositar o material tendo um completo preenchimento da cavidade.

Figura 3.1: Princípio básico do processo FHPP

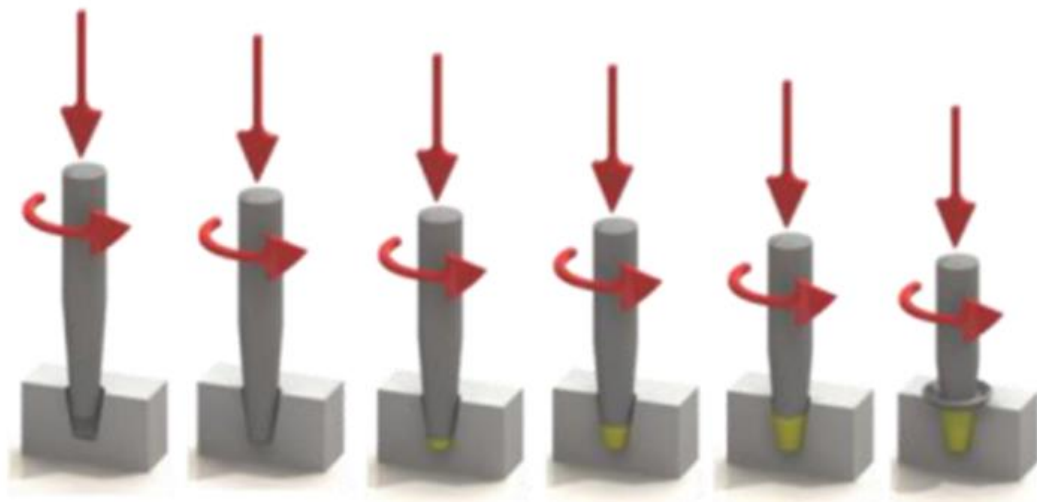


Fonte: Adaptado de THOMAS e NICHOLAS, 1996.

Durante a soldagem, o pino é totalmente plastificado na interface do furo. O material ao estar plastificado desenvolve uma velocidade mais rápida do que a velocidade de avanço do pino, de forma que, possíveis impurezas que poderiam provocar o aparecimento de descontinuidades possam ser expelidas para fora da cavidade, formando uma rebarba (THOMAS e NICHOLAS, 1996). A solda é realizada em poucos segundos, e uma solda de alta resistência e com uma zona termicamente afetada (ZTA) relativamente pequena é produzida (WAINER 1992).

A Figura 3.2 apresenta um desenho esquemático mostrando a sequência de eventos desde o contato inicial até o final da solda. Como o consumível sofre intenso trabalho à quente e uma severa deformação, uma microestrutura refinada será formada, alterando assim as propriedades do material. Entretanto, essa estrutura poderá ainda ser modificada por tratamento térmico posterior, para que as propriedades mecânicas desejadas sejam alcançadas. Deve-se considerar também, que todo o processo acontece com ausência de fusão macroscópica, ou seja, ocorre em estado sólido. Assim, todos os problemas associados com a fusão e solidificação do material, particularmente absorção e evolução de hidrogênio e nitrogênio, são reduzidos significativamente ou até mesmo completamente eliminados (MEYER, 2001) (MEINHARDT, 2013).

Figura 3.2: Representação gráfica do processo de soldagem por fricção com pino consumível.

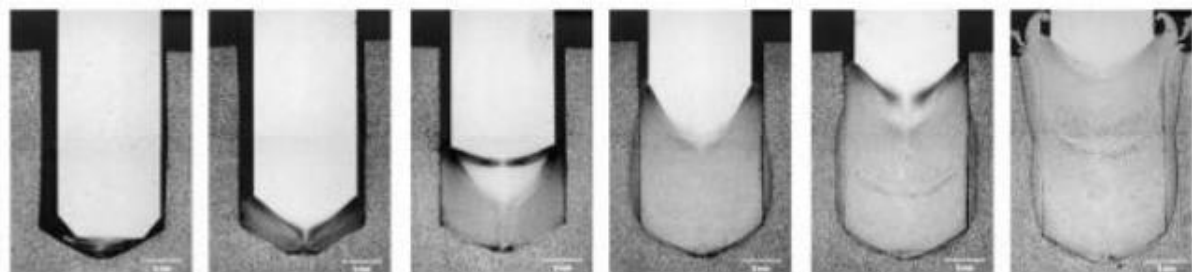


Fonte: ROSADO, 2008.

Nas imagens apresentadas pela Figura 3.3, é possível observar a evolução do processo de soldagem FHPP. Da imagem à esquerda (início do processo), até a imagem à direita (fim

da soldagem), é possível observar a diminuição de tamanho do pino consumível ao passo que, o furo vai sendo totalmente preenchido.

Figura 3.3: Macrografias apresentando o escoamento do material do pino consumível durante a soldagem por fricção.



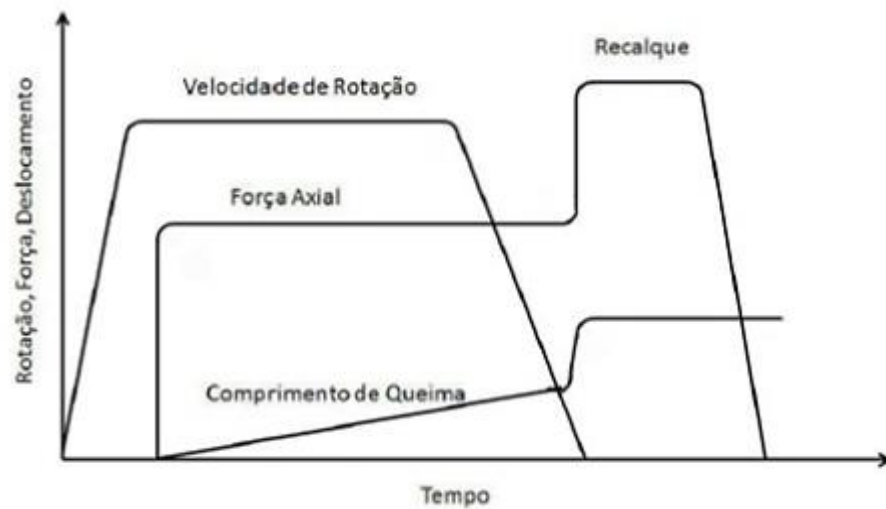
Fonte: MEYER, 2001.

As características finais da solda não evidenciam a formação de uma estrutura fundida com crescimento dendrítico ou epitaxial (como na soldagem a arco, por exemplo) decorrente do intenso trabalho à quente no qual o material é submetido (LESSA, 2011). Por esta razão, grande parte dos autores considera que durante o processo de soldagem por atrito não ocorre fusão de material (CROSSLAND 1971).

3.1.3 Parâmetros do Processo

A combinação dos parâmetros: velocidade de rotação, força axial aplicada, comprimento de queima, influencia diretamente na qualidade final da solda para que não ocorra fragilização microestrutural, bem como falta de adesão entre os dois corpos, além de outros defeitos possíveis neste processo. A Figura 3.4 apresenta como é a evolução dos quatro principais parâmetros envolvidos no processo, no início da soldagem a velocidade de rotação e a força axial crescem até atingir um patamar, a partir deste ponto estes parâmetros se mantêm constantes, e o consumo do pino passa aumentar. Por fim, na última parte do processo há um aumento da força para a realização do recalque e um consequente aumento no consumo do pino.

Figura 3.4: Desenho esquemático ilustrando o ciclo de soldagem por fricção com pino consumível, apresentando todos os parâmetros de interesse no processo.



Fonte: CHLUDZINSKI, 2013.

Velocidade de Rotação:

Nas mais altas velocidades de rotação, as interações entre as asperidades são acompanhadas por uma ação de polimento entre as superfícies em atrito. Este comportamento pode estar relacionado às condições viscoplásticas do material interfacial, o que conduz a um maior tempo de aquecimento para serem alcançadas as condições plásticas ideais, favorecendo-se assim a propagação de calor e intensificação da ZTA. As altas velocidades irão ocasionar, além do maior volume de material aquecido, uma menor taxa de resfriamento, e queda nas propriedades mecânicas, tais como limite de resistência e dureza (ELLIS, 1972).

Em baixas velocidades de rotação, existirá um menor aporte térmico e consequentemente um menor aquecimento periférico na superfície em atrito. Todavia, principalmente quando elevadas pressões axiais são utilizadas, faz-se necessário uma unidade com maior potência a fim de superar os esforços resistivos a baixa rotação. As baixas rotações podem ser também um agravante, devido às mais altas taxas de resfriamento, podendo ocasionar, dependendo do meio de resfriamento, a formação de fases com excessiva dureza. Foi observado que maiores velocidades de rotação privilegiarão uma estrutura mais grosseira de Widmanstatten, com propriedades mecânicas de resistência inferiores às aquelas obtidas a baixas rotações (PIRES, 2007).

Força Axial:

O parâmetro força axial é de significativa relevância no processo. Ela deve ser conservada a valores que sejam capazes de manter as superfícies de atrito em íntimo contato, de modo a evitar a presença de partículas indesejáveis na interface e a formação de filmes de óxido. Contudo, valores muito elevados podem conduzir o processo a difíceis condições de controle, em vista de elevadas temperaturas locais e das altas taxas de queima (PIRES, 2007).

A força axial tem uma grande influência na qualidade da união. Além de controlar de forma efetiva os tempos de soldagem, a mesma atua no perfil e características da ZTA. As maiores forças conduzem a um estreitamento da ZTA, a qual propaga, na direção axial, semelhantemente a um perfil cônico, com origem no centro da solda e estendendo-se para o exterior. Para as forças menores, a ZTA é apresentada com um perfil mais abrangente, propagando paralelamente à superfície de atrito (ELLIS 1972).

Tempo de Aquecimento:

É determinado como sendo o período de tempo entre o primeiro contato das superfícies de atrito até o momento que a velocidade de rotação torna-se nula. Está relacionado com a velocidade de rotação e força axial aplicada, determinando a energia empregada durante a operação de soldagem. As baixas taxas de aquecimento e altas velocidades de processamento podem levar a falhas de preenchimento na interface inferior, entre o material do pino e do metal base (CHLUDZINSKI, 2013).

O tempo de aquecimento pode ser controlado de duas maneiras: a primeira é com um aparelho adequado que para a rotação ao final de um tempo pré-determinado, o segundo a rotação é parada após uma deformação predeterminada (MEYER, 2002).

Esse parâmetro é especialmente importante para uma baixa taxa de consumo do pino porque não somente define a microestrutura na interface mas também controla a profundidade do aquecimento na peça por condução e além disso o comprimento da ZTA (ELLIS, 1972).

Comprimento do Consumo do Pino (*Burn-Off*):

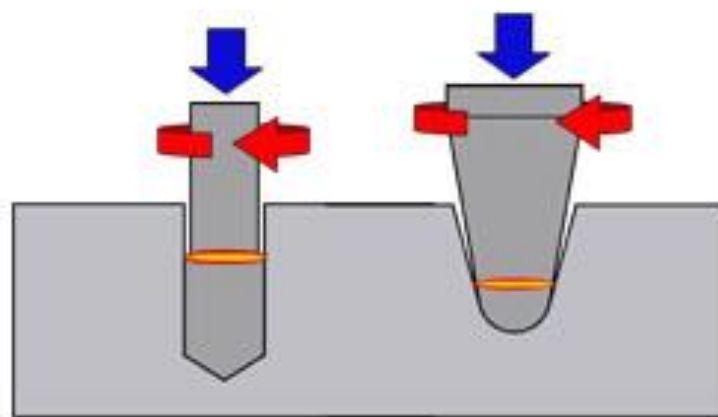
Corresponde ao comprimento do material consumido do pino, sendo dado pelo deslocamento axial total do pino, a partir de seu contato inicial com a superfície do furo. Seu valor é fixado para determinado procedimento de soldagem, correspondendo ao comprimento que produz um volume equivalente ao volume do furo (mais a rebarba). A força axial aplicada

juntamente com a velocidade de rotação irá controlar o comprimento de queima, definido de maneira diretamente proporcional. Determinado valor de consumo é necessário para preencher a cavidade completamente, caso seja inferior, a cavidade não será totalmente preenchida (CHLUDZINSKI, 2013).

3.1.4 Geometrias do Pino

De acordo com PIRES (2007), foram desenvolvidas duas configurações geométricas distintas para o processamento de pinos na soldagem por atrito. Uma geometria na forma cilíndrica e outra é um perfil cônico (Figura 3.5). A cilíndrica é preferida para as condições de reparo em estruturas que possuem paredes grossas, já o perfil cônico, é preferível na aplicação em estruturas de paredes menos espessas. Em estruturas com espessuras muito elevadas implicaria num aumento demasiado do diâmetro do pino cônico, resultando assim, na necessidade de se utilizar equipamentos mais potentes e robustos, tirando do processo a vantagem da praticidade em sua aplicação.

Figura 3.5: Desenho ilustrando as duas geometrias existentes para os pinos utilizados no processo FHPP.



Fonte: PIRES, 2007.

Em seu trabalho MEYER (2002), cita que foi proposto que devido à grande deformação plástica existente na região de processamento do pino, o material se tornaria suficientemente viscoso, a ponto de proporcionar a distribuição das tensões no pino de forma hidrostática, isto é, as pressões na ponta do pino seriam iguais às existentes nas paredes laterais. Assim NICHOLAS (1995), propôs que o perfil cônico favoreceria a decomposição da força axial em uma componente normal à interface pino/base, aumentando as condições para um fluxo plástico e para promover melhores uniões metalúrgicas.

Entretanto, MEYER (2002), afirmou que as condições do material viscoplástico não seriam suficientes para que houvesse um comportamento hidrostático das forças, verificando que as mesmas atuam diferentemente, tanto nas paredes laterais, quanto na ponta do pino. Este autor sugeriu também, que as diferenças nas condições das juntas soldadas, assim como as propriedades mecânicas e microestruturais obtidas na soldagem com geometria cônica, são melhores compreendidas mediante diferenças na duração do processo e no ciclo termomecânico. Outra conclusão obtida foi que o perfil cônico permitiu a realização de ensaios com maiores cargas axiais, com o intuito de intensificar a qualidade da união, sem, contudo, ocasionar em taxas de consumo de pino muito elevadas.

As formas geométricas do pino e do furo são de extrema importância para que haja um completo preenchimento da cavidade, sem que se tenha nenhuma falha na região do reparo. Sabe-se que a região a ser preenchida, que compreende o fundo do furo além das paredes laterais, é considerada uma zona de concentração de defeitos, decorrentes da falta de união metalúrgica, e da diminuição da zona termicamente afetada (MEYER, 2002).

Por fim, em seu estudo, MEYER (2002), demonstrou que a utilização de uma geometria que privilegie um aporte térmico satisfatório na superfície de contato entre pino e metal base, produzindo também uma condição que restrinja menos o fluxo plástico, são de importância fundamental na obtenção de uniões com qualidades superiores.

3.1.5 Zonas Criadas Durante a Soldagem pelo Processo FHPP

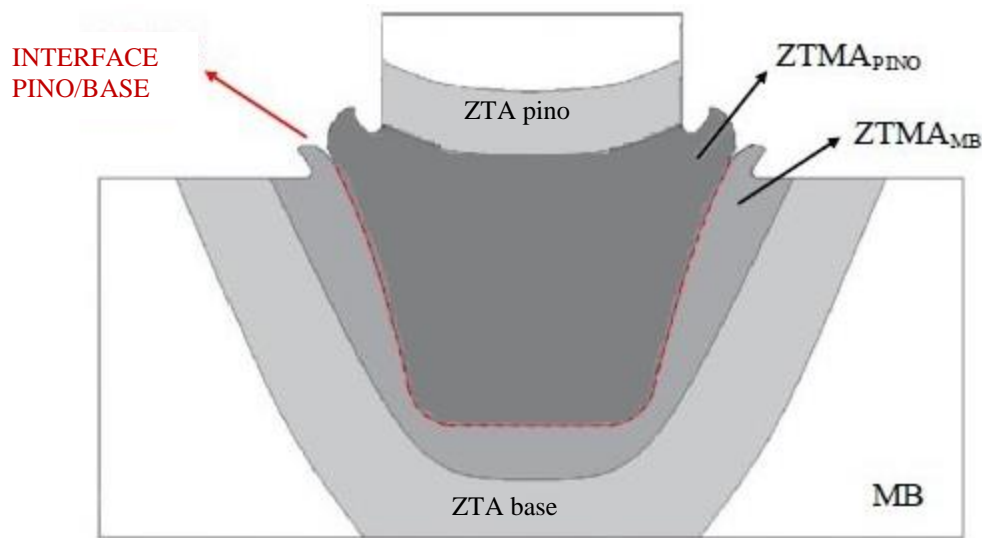
CHLUDZINSKI (2013) descreve que durante a soldagem pelo processo FHPP, há uma plastificação dos materiais para que a junta soldada seja criada. Consequentemente podem ocorrer diversas mudanças mecânicas e metalúrgicas na região da solda e em suas adjacências. Essas variações microestruturais definem zonas diferentes da solda, a nomenclatura mais utilizada na literatura para estas zonas é:

- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA): Região na qual o material sofreu efeitos da deformação e do aquecimento durante o processo;
- Zona Termicamente Afetada (ZTA): Nesta zona o material sofre apenas a ação do calor gerado durante a solda;
- Rebarba (*Flash*): É produzida pelo escoamento do material plastificado ao longo do processo;

- Zona de Mistura: Compreende a interface entre o material do pino e o da base onde se dá efetivamente a soldagem dos materiais.

A Figura 3.6 trás a ilustração de um corte transversal de uma junta soldada pelo processo FHPP, esta imagem foi adaptada da original visando identificar as zonas existentes de acordo como elas foram identificadas neste trabalho, isto é, o tamanho e a localização das regiões são diferentes do que MEINHARDT (2013) classificou em seu trabalho.

Figura 3.6: Ilustração das regiões existentes em uma junta soldada pelo processo FHPP.



Fonte: Adaptado de MEINHARDT, 2013.

3.2 Sistemas de Ancoragem para Aplicações Offshore

Quando uma unidade flutuante está em operação *offshore*, forças ambientais como ondas, ventos e correntes marítimas estão agindo sobre a mesma. Com isso faz-se necessário que haja um sistema de ancoragem para restringir os deslocamentos resultantes das ações destas forças, permitindo assim, a operação com equipamentos no fundo do mar.

Sistemas de ancoragem são compostos por um conjunto de linhas de diferentes materiais, com âncoras ou estacas, que possuem o objetivo de transferir os esforços para o solo. Estas linhas podem ser classificadas em convencionais ou “*Taut-Leg*”. O sistema convencional é constituído por cabos ou amarras de aço, ou uma combinação dos dois, formando linhas na forma de catenária, a linha de ancoragem é presa no fundo do mar por âncoras. A Figura 3.7 ilustra uma estação de prospecção, demonstrando como a mesma fica ancorada junto ao fundo do oceano, com as linhas na forma de catenárias.

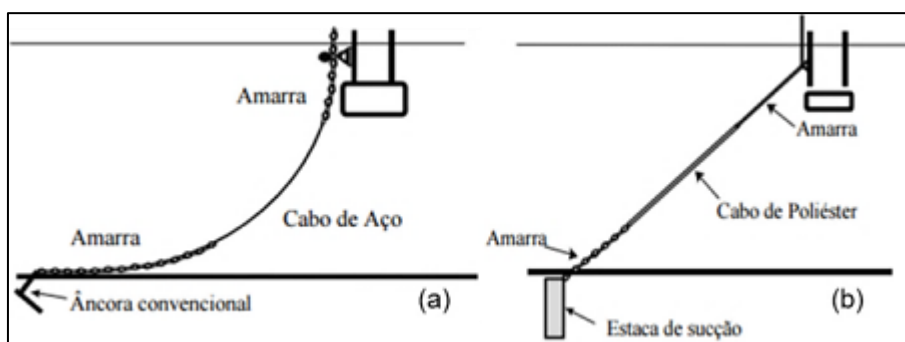
Figura 3.7: Imagem ilustrativa de um sistema de ancoragem e prospecção de uma unidade FPSO (Flotation Production Storage Oil).



Fonte: BARBOSA, 2004.

Já no sistema “*Taut-Leg*” de ancoragem, as linhas são esticadas, e em suas extremidades possuem cabos de aço ou amarras e o seu trecho intermediário é composto por cabos de Poliéster. Neste caso as linhas de ancoragem são fixadas em suas extremidades inferiores por meio de estacas de sucção, âncoras com resistência vertical ou estacas de fundeio (BARBOSA, 2004). A Figura 3.8 apresenta ilustrações de um sistema convencional de ancoragem e de um sistema *Taut-Leg*, salientando uma diferença entre os dois sistemas, no *Taut-Leg* não há apoio de nenhum trecho sobre o leito marinho, além de possuir um raio de ancoragem sensivelmente menor.

Figura 3.8: Ilustrações de um sistema convencional de ancoragem (a) e de um sistema *Taut-Leg* (b).



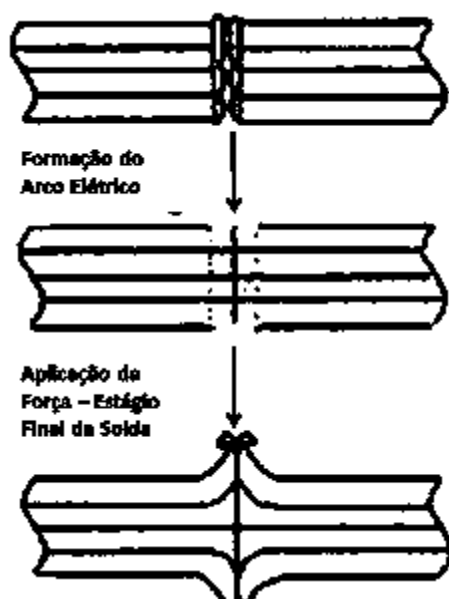
Fonte: LACERDA, 2005.

3.2.1 Elos de Amarras para Sistemas de Ancoragem

Os elos de amarras são confeccionados em aço estrutural de alta resistência e baixo teor de elementos de liga. Sua manufatura começa com a soldagem por centelhamento de barras circulares, com um tratamento térmico posterior de têmpera e revenimento. As principais características deste modo de soldagem é a produção de uma junta soldada com alta resistência mecânica, aliada a formação de uma zona termicamente afetada de boa resistência à fratura, tanto que normalmente as amarras se rompem fora desta região.

A Figura 3.9 apresenta uma representação esquemática do processo de soldagem por centelhamento, no qual as partes a serem soldadas são aproximadas sem as suas superfícies entrarem em contato, em seguida a energia elétrica é ligada e, então, as partes são colocadas em movimento relativo de forma a se aproximarem com uma velocidade constante, este movimento causa o contato elétrico das superfícies a serem soldadas. Inicialmente há poucos pontos onde ocorre a formação de um arco elétrico (centelhamento). Por ação do centelhamento, ocorre a vaporização dos pontos em contato, permitindo, desta forma, que novos pontos entrem em contato e o centelhamento se espalhe por toda a superfície da junta. Após um determinado tempo, quando todas as superfícies estiverem suficientemente aquecidas, a corrente de soldagem é desligada e as partes são fortemente pressionadas uma contra a outra, sofrendo considerável deformação plástica nas superfícies da junta o que leva à formação da solda (MODENESI, 2015).

Figura 3.9: Representação esquemática do processo de soldagem por centelhamento.



Fonte: Adaptado de ICHIYAMA, 2007.

Nas situações de aplicação *offshore*, as amarras são classificadas em graus que variam de acordo com a resistência mecânica da amarra (COSTA, 2006). A Figura 3.10 exemplifica como os elos ficam dispostos ao formar as amarras.

Figura 3.10: Imagem ilustrando os elos utilizados na confecção de amarras.



Fonte: PIRES, 2007.

3.2.2 Aços de Alta Resistência Grau R4 segundo a norma IAC W22

A norma IAC W22 (2009), estabeleceu cinco graus de fabricação de aços de alta resistência para confecção de amarras e acessórios para indústria *offshore*, que são denominados R3, R3S, R4, R4S e R5, indo da especificação com menor resistência (R3) até ao material com as melhores propriedades mecânicas (R5). Estes graus não estão obrigados a cumprir exigências mínimas para a composição química dos aços, exceto quanto ao teor de molibdênio que é de 0,20 %, porém devem atender a requisitos mínimos quanto às propriedades mecânicas, como mostrado na Tabela 3.1.

A Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), através da norma ABNT NBR 13715 (2008), estabeleceu apenas três graus de fabricação de aços para amarras, estes são, R3, R3S e R4, porém manteve a equivalência com a norma IAC W22 para os requisitos referentes às propriedades mecânicas mínimas para utilização dos mesmos. Assim como a norma IAC W22, a ABNT NBR 13715 também não estabeleceu limites para a composição química na fabricação destes aços.

Tabela 3.1: Requisitos mínimos para as propriedades mecânicas dos aços Grau R3, R3S, R4, R4S e R5, segundo a norma IAC W22.

Grau	Limite de Escoamento N/mm ² Mínimo	Limite de Resistência N/mm ² Mínimo	Alongamento % mínimo	Redução de Área % Mínimo*	Testes de Impacto Charpy		
					Temp. do ensaio °C	Energia J Mínimo	Energia (solda) J Mínimo
R3	410	690	17	50	0 -20	60 40	50 30
R3S	490	770	15	50	0 -20	65 45	53 33
R4	580	860	12	50	-20	50	36
R4S	700	960	12	50	-20	56	40
R5	760	1000	12	50	-20	58	42

Fonte: Norma IAC W22, 2009.

Apesar de a norma brasileira não ter imposto nenhum limite para a composição química dos aços grau R4, o que se tem visto em trabalhos recentes é que para este tipo de material a composição do aço é muito similar ao que está exposto nas Tabela 3.2 e

Tabela 3.3.

Tabela 3.2: Composição química do aço grau R4 estudado por PIRES.

Composição %									
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V
0,24	1,02	0,015	0,006	0,272	0,71	1,22	0,36	0,3	0,09

Fonte: PIRES, 2007.

Tabela 3.3: Composição química do aço grau R4 estudado por CHAVES.

Composição %									
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V
0,298	0,85	0,019	0,013	0,35	0,81	0,9	0,38	0,14	0,004

Fonte: CHAVES, 2010.

3.2.3 Microestrutura dos Aços Grau R4

Como visto anteriormente o aço grau R4 passa por um tratamento térmico antes de ser utilizado em serviço, este tratamento tem por finalidade obter uma microestrutura totalmente martensítica, conseguindo assim, um material com altas propriedades mecânicas.

A microestrutura martensítica advém da transformação da fase austenita em martensita, quando a austenita é exposta a uma taxa de resfriamento suficientemente alta, há o fornecimento de energia para a transformação da fase austenita para martensita.

Por se tratar de uma transformação que ocorre sem difusão, a martensita tem a mesma composição da fase de origem, podendo ter até 2% de carbono em solução, isto varia de acordo com a composição da liga. No momento em que a difusão é suprimida, usualmente isto é feito através de um rápido resfriamento, os átomos de carbono não se dividirão entre cementita e ferrita, eles irão ficar presos instantaneamente nos sítios octaédricos de uma estrutura cúbica de corpo centrado (KRAUSS, 1989).

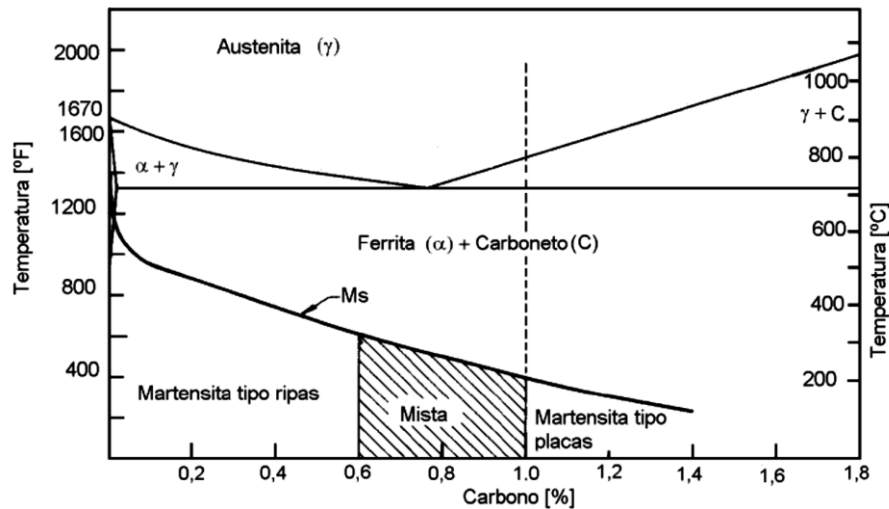
O “aprisionamento” deste átomo de carbono nos interstícios octaédricos do ferro provoca uma distorção na rede cristalina. Em aços, isto significa que a austenita, com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), irá apresentar após esta distorção uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC).

A martensita por ser uma fase que tem estrutura cristalina e composição próprias, possui uma interface bem definida das outras fases, porém trata-se de uma fase metaestável, isto é, existe somente porque a difusão foi suprimida, a partir do momento no qual a martensita é aquecida, a uma temperatura em que os átomos de carbono ganhem mobilidade, estes irão difundir dos sítios octaédricos da estrutura cristalina e formarão então novos compostos denominados carbonetos. Como resultado, a tetragonalidade desaparecerá da estrutura cristalina, e a martensita será substituída por uma combinação de ferrita e cementita. A decomposição da martensita para outra estrutura através do aquecimento tem o nome de revenimento (KRAUSS, 1989).

Morfologias da Martensita

Os aços apresentam duas principais morfologias de martensita, em placas (*plate*) e em ripas (*lath*), desenvolvidas através de tratamento térmico. Na Figura 3.11 está exposta a relação entre o percentual de carbono contido no aço e o tipo de martensita que irá se formar. A origem das designações das duas morfologias está baseada em suas diferentes formas. A martensita em ripas é comumente observada em aços de baixo e médio carbono, enquanto que a de placas em aços de alto carbono (KRAUSS, 1989).

Figura 3.11: Gráfico da relação entre a morfologia da martensita e teor de carbono contido no aço.



Fonte: Adaptado de KRAUSS, 1989.

Martensita em Ripas

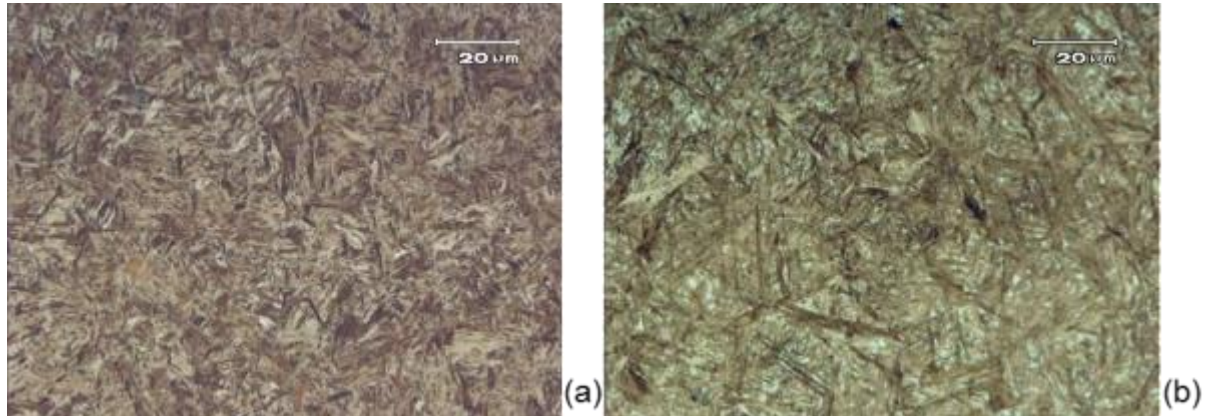
A martensita em ripas tende a ser muito fina, apresentando uma acicularidade característica da microestrutura martensítica. Esta morfologia tem como principal característica a tendência de várias ripas se alinharem paralelamente ocupando grandes áreas do grão austenítico prévio. Estas regiões contendo as ripas paralelamente alinhadas são chamadas de pacotes, estes se desenvolvem predominantemente em aços de baixo e médio carbono. A estrutura em pacotes da martensita não tem correspondente na martensita em placas e ela é de suma importância nas propriedades mecânicas e no comportamento em fratura da martensita formada em aços de baixo e médio carbono (KRAUSS, 1989).

Martensita em Placas

A morfologia da martensita em forma de placas é muito distinta da em ripas, como fica evidente na comparação da Figura 3.12. As placas individuais não se apresentam alinhadas paralelamente como na martensita em ripas, mas sim apresentam ângulos distintos uma das outras. As placas que são mais longas, que também são as primeiras a se formar, são mais largas que as demais. Normalmente é possível observar uma fina linha reta no centro das placas, chamada de MIDRIB (linha mediana). Na martensita em placas a primeira placa a se formar cresce ao longo de todo grão austenítico. As demais se formam no restante da austenita pela nucleação e crescimento entre a primeira placa formada e os contornos de grão.

Ao passo que a região austenítica diminui as novas placas também vão se tornando menores (VERHOEVEN, 1975).

Figura 3.12: Formas da martensita. a) martensita em ripas de um aço SAE 1045, b) martensita em placas de um aço SAE 1080, região clara entre as placas austenita retida. Ambos na condição de como temperado. Ataque Nital 2%.



Fonte: Laboratório de Metalurgia Física.

3.3 Tratamento Térmico Pós Soldagem (TTPS)

O tratamento térmico é definido por KRAUSS (1989) como o aquecimento e o resfriamento de um metal ou liga metálica, no estado sólido, com a finalidade de obter uma determinada condição microestrutural ou propriedade mecânica, ou um conjunto das mesmas.

Como descreve GASPAR (2013), o processo denominado tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), é um termo genérico para qualquer tratamento térmico realizado após a soldagem, incluindo: envelhecimento ou endurecimento por precipitação, o recozimento para a difusão do hidrogênio, a normalização e o alívio de tensões (recozimento subcrítico), por exemplo. As principais finalidades do TTPS são:

- a) Reduzir as tensões residuais e melhorar a resistência à fratura frágil, corrosão sob tensão ou em alguns casos, fadiga ou controlar a distorção na usinagem subsequente;
- b) Atingir ou restaurar as propriedades dos materiais necessários para o projeto e condições do serviço.

Na figura acima não consta o tratamento térmico de revenimento, este será detalhado quanto sua importância e forma de aplicação no item 3.3.1.

3.3.1 Tratamento Térmico de Revenimento

Virtualmente todos os aços que foram endurecidos por tratamento térmico estão sujeitos a outro tratamento posterior, como o revenimento, por exemplo. O revenimento produz um aumento na tenacidade na martensita, porém diminui a resistência e a dureza dela (KRAUSS, 1989).

Após a têmpera o aço contém relativamente um alto nível de tensões residuais. Estas tensões são originárias da diferença na taxa de resfriamento entre a superfície e o núcleo da peça, do aumento no volume específico da martensita em relação à austenita, e ainda há o surgimento de microtensões devido à supersaturação de carbono produzida pela têmpera (VERHOEVEN, 1975).

A martensita na forma como temperada é muito frágil, e esta fragilidade está associada a diversos fatores. Estes fatores podem incluir a distorção na rede cristalina causada pelo átomo de carbono preso nos interstícios octaédricos da martensita, átomos de impureza segregados no contorno de grão austenítico, formação de carbonetos durante a têmpera, e a tensão residual produzida durante a têmpera. O revenimento é o tratamento térmico dos aços que foram temperados. Tendo por objetivo a redução da fragilidade ou o aumento da tenacidade. Qualquer temperatura abaixo da crítica pode ser usada no revenimento, podendo assim, produzir uma ampla variação nas propriedades mecânicas e microestruturais da martensita, indo desde a martensita no estado como temperada, até carbonetos esferoidizados numa matriz ferrítica (KRAUSS, 1989).

KRAUSS (1989), cita que há duas importantes faixas de temperatura para aplicação do revenimento que produzem um significativo aumento na tenacidade em comparação com o estado de como temperada. A primeira faixa é entre 150° e 200°C, proporcionando um modesto aumento na tenacidade, estas temperaturas são adequadas para aplicações que requerem alta resistência. A segunda faixa se localiza em temperaturas acima dos 425°C, a partir deste ponto há um grande aumento na tenacidade, porém este aumento vem acompanhado de um decréscimo na dureza e na resistência mecânica. Usualmente o revenimento quando feito acima dos 425°C é direcionado para operações nas quais a tenacidade é propriedade mais relevante, e resistência mecânica e dureza são importantes, porém secundariamente. Além destas duas faixas de temperaturas, existem diversos trabalhos publicados relatando a existência de quatro estágios distintos no revenimento, são eles:

- Estágio 1:** Durante o primeiro estágio do revenimento, precipitados de carbonetos de ferro formam-se dentro da microestrutura martensítica, e, conseqüentemente, a supersaturação de carbono existente na matriz martensítica é reduzida substancialmente (THOMPSON, 2015). Durante o revenido entre 100 e 200°C, precipitam-se alguns carbonetos metaestáveis do tipo: η -Fe₂C (Carbonetos Eta), ϵ -Fe_{2,2} a Fe_{2,4}C (Carboneto Épsilon) e mesmo em Fe₃C (Cementita), que crescem linearmente com o aumento da concentração de carbono no aço, (NOVIKOV, 1994). De acordo com REED HILL (1982), aços com teores de carbono inferiores a 0,2%, todo o carbono está associado com as discordâncias e aos contornos da estrutura martensítica em ripas durante a têmpera, e para aços com teores acima de 0,2% de carbono, uma quantidade de átomos não consegue difundir para as discordâncias, permanecendo nos interstícios dos retículos. Esta fração aumenta com o aumento do teor de carbono. Com a precipitação destes carbonetos, há uma redução da energia de deformação gerada pela distorção da rede cristalina causada pelos átomos intersticiais (OLIVEIRA, 1944). Para NOVIKOV (1994), neste primeiro estágio do revenido, a martensita se decompõe em duas fases, a martensita de baixo carbono e a outra são os carbonetos intermediários, desta forma os precipitados que se formam em baixas temperaturas, possuem um tamanho muito pequeno, e as regiões preferenciais para suas nucleações são os contornos das ripas martensíticas e as discordâncias.
- Estágio 2:** Quanto maior for a concentração de carbono nos aços, menor será sua temperatura M_i (Início da transformação martensítica), aumentando a quantidade de austenita retida entre as ripas de martensita na temperatura ambiente (KRAUSS, 1984). Para temperaturas na faixa entre 200 e 300°C, a austenita retida transforma-se em uma mistura de ferrita e cementita. Nos aços baixo carbono e baixa liga este efeito não é tão significativo, pois devido ao seu baixo teor de carbono, haverá uma baixa porcentagem também de austenita retida formada, contudo em aços com alto teor de liga esta reação poderá ocorrer em temperaturas de até 550°C (REED HILL, 1982).
- Estágio 3:** No terceiro estágio, ocorre a dissolução de carbonetos, além disso, o carbono da martensita difunde, fazendo com que haja a perda de sua tetragonalidade, transformando-se em ferrita, (REED HILL, 1982). A cementita

que precipita em baixas temperaturas (entre 200 e 250°C), tem a forma de finas plaquetas ou agulhas em contornos das ripas de martensita e, quando crescem com o aumento da temperatura de revenido, promovem o empilhamento de discordâncias entre as ripas de martensita enfraquecendo esta região e reduzindo a tenacidade dos aços. Esta fragilidade da martensita revenida está associada ao modo de fratura intergranular em aço médio carbono, quando o revenimento é realizado a 350°C.(KRAUSS, 1984). Para temperaturas de revenimento, acima dos 350°C, a cementita passa por um processo de esferoidização, o que acarreta em uma redução da sua energia superficial, consequentemente há uma significativa queda na dureza e resistência do aço. Todavia, promove-se um aumento da ductilidade e tenacidade. Quando elementos de liga são adicionados à composição química de um aço, estes atuam retardando o crescimento e o coalescimento da cementita através da redução do coeficiente de difusão do carbono (MARDER, 1984). Para temperaturas superiores aos 400°C, ocorre recuperação da estrutura martensítica pela eliminação de defeitos, aniquilação e rearranjo de discordâncias, além da poligonização (formação de contorno de subgrão) e crescimento dos subgrãos. Estes fenômenos também reduzem a dureza e resistência, porém aumentam a ductilidade e tenacidade (OLIVEIRA, 1994).

- **Estágio 4:** KRAUSS (1984), cita que o quarto estágio do revenimento se dá entre temperaturas de 500°C a 700°C. Isto resulta na substituição das partículas grosseiras de cementita por uma fina precipitação de carbonetos ligados mais estáveis na matriz, tais como V_4C_3 , Mo_2C , NbC , promovendo um aumento na dureza. Este fenômeno denominado de endurecimento secundário é característico dos aços altos teores de elementos de liga, estes são fortes formadores de carbonetos. Contudo, é a concentração destes elementos de liga que irá determinar quais carbonetos serão formados. Elementos de ligas como Cr, Mo, W, V, Nb, atuam como retardadores do amolecimento a quente do aço, isto é, para um determinado tempo a uma dada temperatura, um aço ligado, tem uma queda muito menor em sua dureza em relação a um aço carbono, com a mesma concentração de carbono. Isto se deve à baixa taxa de difusão dos elementos substitucionais para baixas temperaturas de revenido (REED HILL, 1982).

Por fim, é o balanço entre a dureza (ou resistência) e tenacidade requeridas em serviço que irá determinar as condições do revenimento para determinada aplicação.

3.4 Medida do Estado de Tensões Residuais na Junta Soldada

O processo de soldagem FHPP, por produzir uma grande deformação plástica aliada a uma variação de temperatura muito grande em um curto período de tempo, pode acarretar em uma introdução de elevados níveis de tensões residuais.

Tensões residuais são definidas como tensões elásticas existentes em um material sem que haja carregamentos externos ou gradientes de temperatura. Um sistema de tensões residuais encontra-se em equilíbrio, isto é, o somatório das forças resultantes e dos momentos resulta em zero. Logo, se for plotada uma curva de tensões trativas e compressivas existentes no material, a soma das áreas abaixo da curva será zero, LU (1996).

As tensões residuais são introduzidas nos materiais durante os processos de fabricação dos componentes, e sua origem está relacionada a processos químicos, térmicos ou mecânicos, NOYAN e COHEN (1987).

O método Difração de Nêutrons é muito similar ao método de medição de tensões residuais por difração de raio-X, contudo a técnica de difração de nêutrons mede um estado triaxial de tensões ao contrário da difração por raio-X que mede um estado biaxial de tensões. As tensões residuais são determinadas seguindo o princípio da lei de Bragg, no qual o retículo cristalino do material atua como um *strain-gage* interno, e baseado na equação de Bragg (equação 3.2), o espaço interplanar “d” e sua variação (tensão) podem ser medidos. A tensão ε é determinada medindo o ângulo de espalhamento do material tensionado, θ , e o mesmo ângulo para o material livre de tensões, θ_0 , de acordo com a equação 3.3, LODINI (2003).

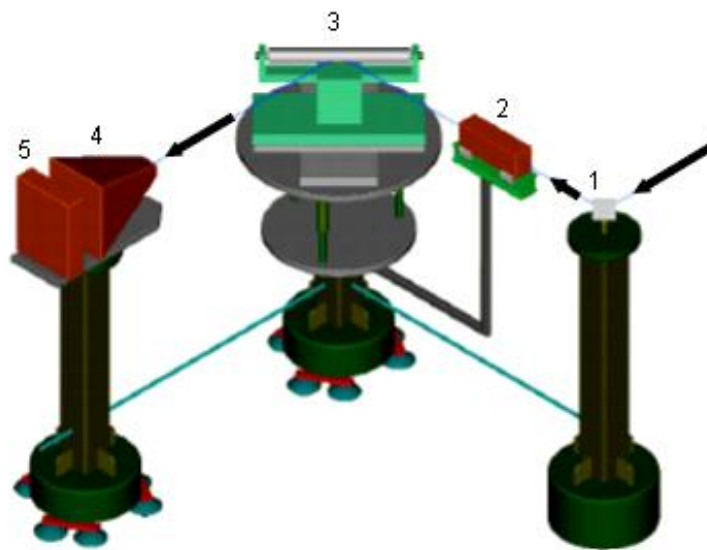
$$n\lambda = 2\text{sen } \theta \quad (3.2)$$

$$\varepsilon = \frac{\text{sen}\theta_0}{\text{sen}\theta} - 1 \quad (3.3)$$

Ter o controle sobre a posição do volume de medida é essencial para uma boa medição. O volume de medida de um equipamento é definido pela interseção entre o feixe de nêutrons de entrada e o espaço determinado pelos colimadores que estão à frente do detector de nêutrons, conforme mostrado na Figura 3.13. Uma simplificação comum é considerar o volume de medição como sendo um cuboide com arestas perfeitamente nítidas. Contudo, mesmo para o mais básico dos sistemas de colimação, essa é uma grande simplificação.

Define-se o volume medido como sendo o espaço definido pela interseção dos feixes incidentes e refratados. Assume-se que eles seguem um comportamento perfeito e são transmitidos pela definição das aberturas, incidentes e refratados, dos feixes de nêutrons, (Lodni 2003).

Figura 3.13: Desenho esquemático do instrumento para medições residuais por difração de nêutrons, 1: monocromador, 2: abertura do feixe incidente, 3: amostra, 4: máscara feixe defratado, 5: detector



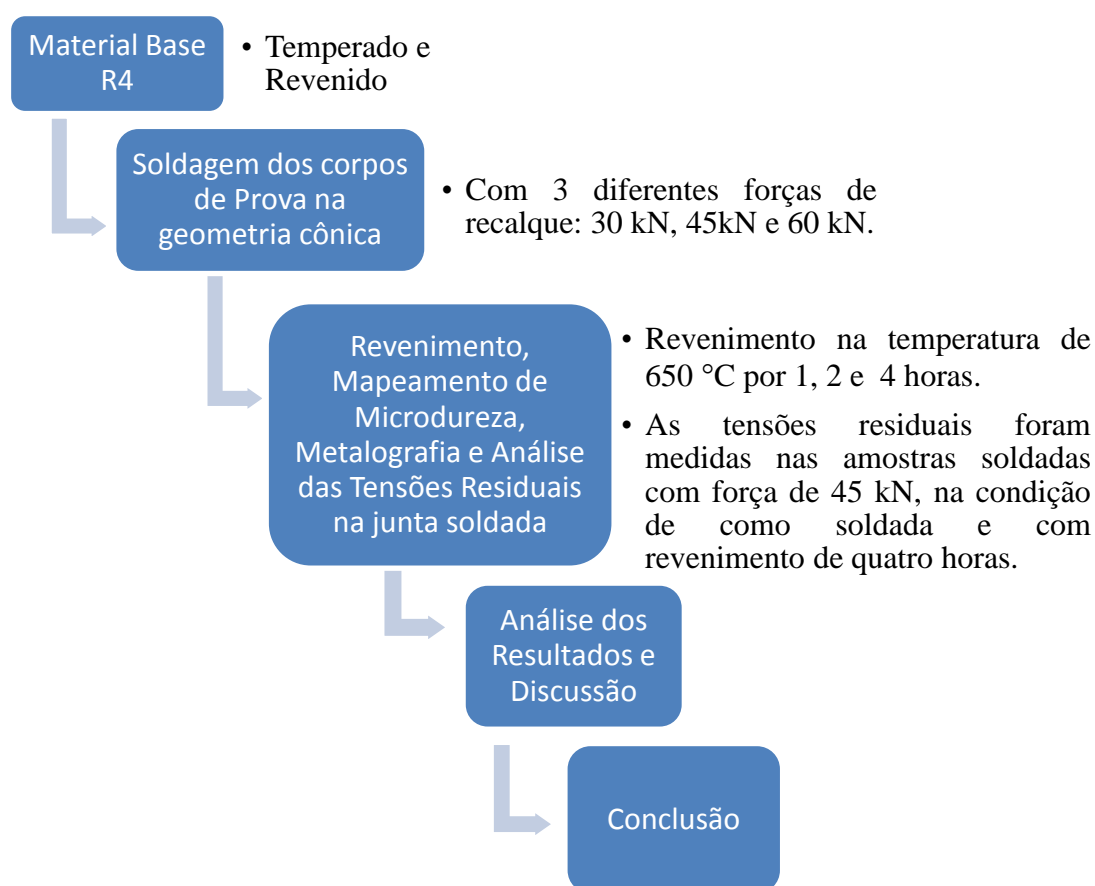
Fonte: NUNES, 2012.

Os principais fatores a serem considerados em uma análise por difração de nêutrons para medir tensões residuais são: o tamanho do componente, sua forma, material, gradientes de tensões e profundidade que se deseja medir as tensões, outro ponto importante é o tamanho do volume a ser analisado, (WEBSTER e WIMPORY, 2001).

4.0 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo está apresentada a metodologia de trabalho utilizada, assim como a descrição de todos os ensaios realizados, e os equipamentos em que foram feitos. Primeiramente, a Figura 4.1 apresenta um fluxograma ilustrando a metodologia do trabalho, no qual consta cada etapa desenvolvida no mesmo, por fim será exposto o material utilizado na confecção das juntas soldadas, os parâmetros de soldagem, o mapeamento de microdureza Vickers e as regiões que foram analisadas através da metalografia.

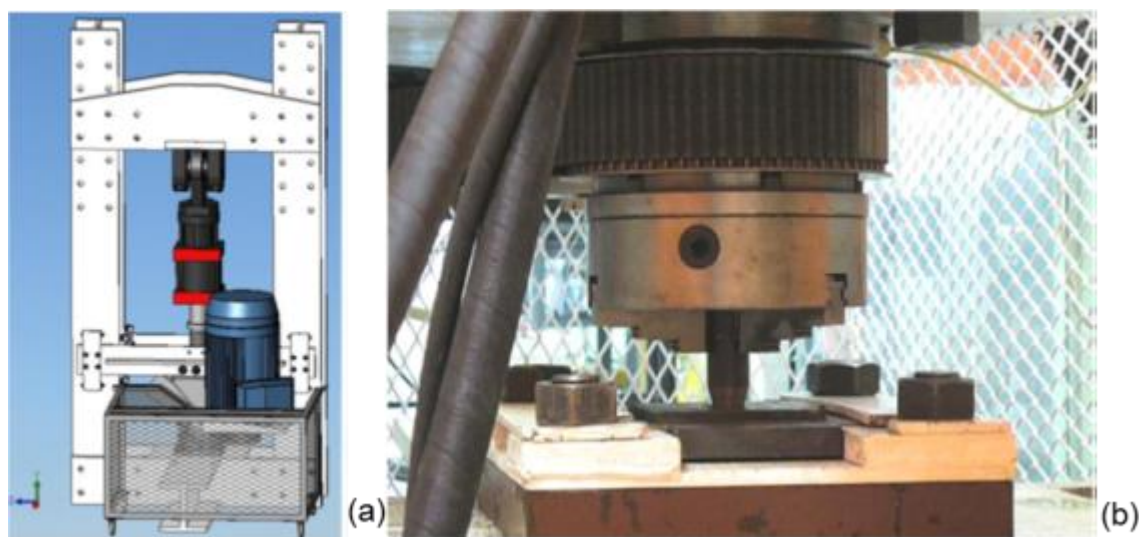
Figura 4.1: Fluxograma ilustrando a metodologia do trabalho.



4.1 Equipamento Utilizado e Parâmetros do Processo de Soldagem

A soldagem pelo processo FHPP foi realizada na máquina de processos por fricção MPF 1000, desenvolvida no LAMEF (MATTEI, 2011), a Figura 4.2 apresenta o desenho esquemático da mesma, assim como uma imagem com o pino posicionado para ser soldado junto à base.

Figura 4.2: Desenho esquemático da máquina utilizada (a), e imagem do equipamento com o pino e base a serem soldados (b), já posicionados.



Fonte: MATTEI, 2011.

Os parâmetros adotados na soldagem das amostras constam na Tabela 4.1. Foram utilizadas três forças de soldagem 30, 45 e 60 kN, com uma rotação de 1500 rpm e um consumo de material de aproximadamente 7 milímetros.

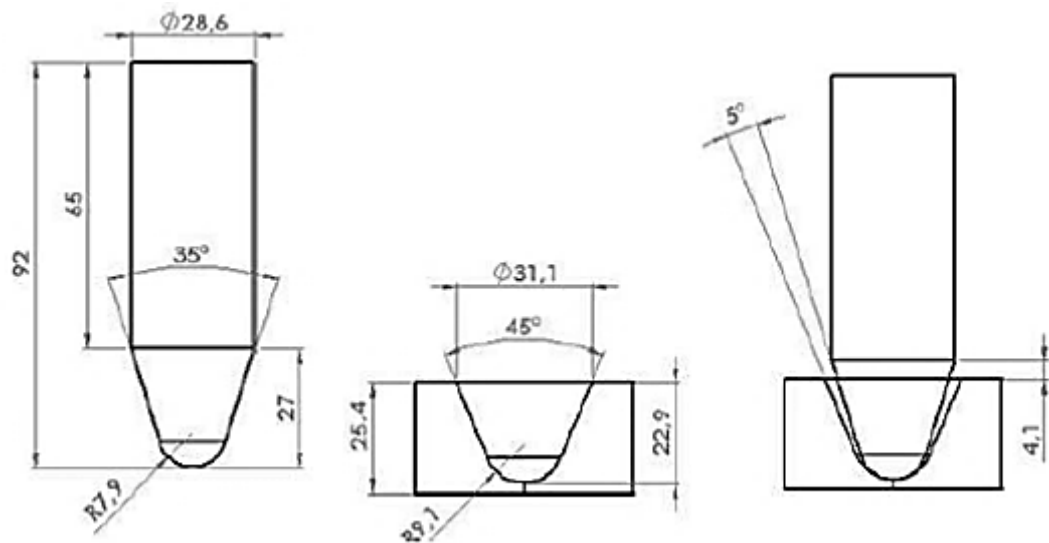
Tabela 4.1: Parâmetros de soldagem utilizados.

Força (kN)	Rotação (rpm)	Consumo de Material (mm)
30	1500	7
45	1500	7
60	1500	7

4.2 Geometria dos Pinos e das Bases Soldadas

Para a realização das juntas soldadas, adotou-se a geometria cônica para a confecção dos pinos, tendo em vista que esta é a condição que pode proporcionar uma solda com as melhores propriedades, segundo os autores anteriormente citados. As bases reparadas foram confeccionadas com as seguintes dimensões, 100 x 50 x 25,4 milímetros. A Figura 4.3 apresenta os desenhos esquemáticos com as medidas adotadas para os pinos e para as bases.

Figura 4.3: Ilustração contendo as dimensões (em milímetros) dos pinos e bases utilizados.



Fonte: FREITAS, 2015.

4.3 Material Adotado

Para a realização dos reparos pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível, fez-se uso do aço de alta de resistência classificado como grau R4 pela norma IAC W22, tanto para a confecção do pino como da base. A composição química foi obtida através de espectrometria de emissão ótica, em um espectrômetro da marca Spectrolab, os valores apresentados na Tabela 5.1 são a média de cinco análises realizadas.

4.4 Tratamento Térmico

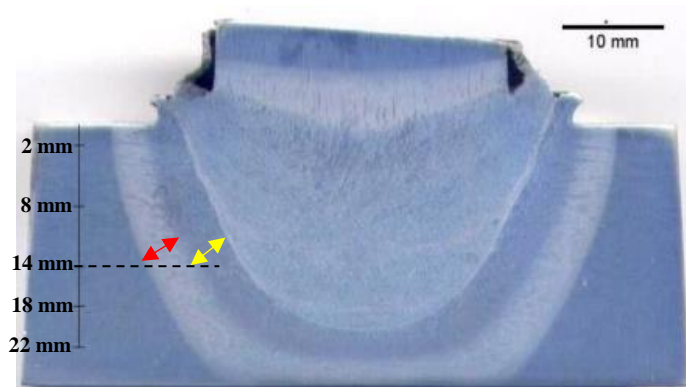
O tratamento térmico de revenimento pós-soldagem foi feito em forno do tipo mufla, da marca Sanchis. As soldas foram submetidas a uma temperatura de revenimento de 650 °C, por três diferentes períodos: por uma hora de duração, duas horas de duração e 4 horas de duração. Estes diferentes tempos de revenimento foram aplicados com o objetivo de promoverem (ou não) alterações microestruturais, que serão alvo de estudo neste trabalho.

4.5 Caracterização Macroestrutural e Microestrutural

Para a caracterização macroestrutural das soldas, utilizou-se o *software* de análise de imagens *ImageJ*. Através deste foi possível identificar e dimensionar as zonas afetadas pelo processo de soldagem FHPP. A

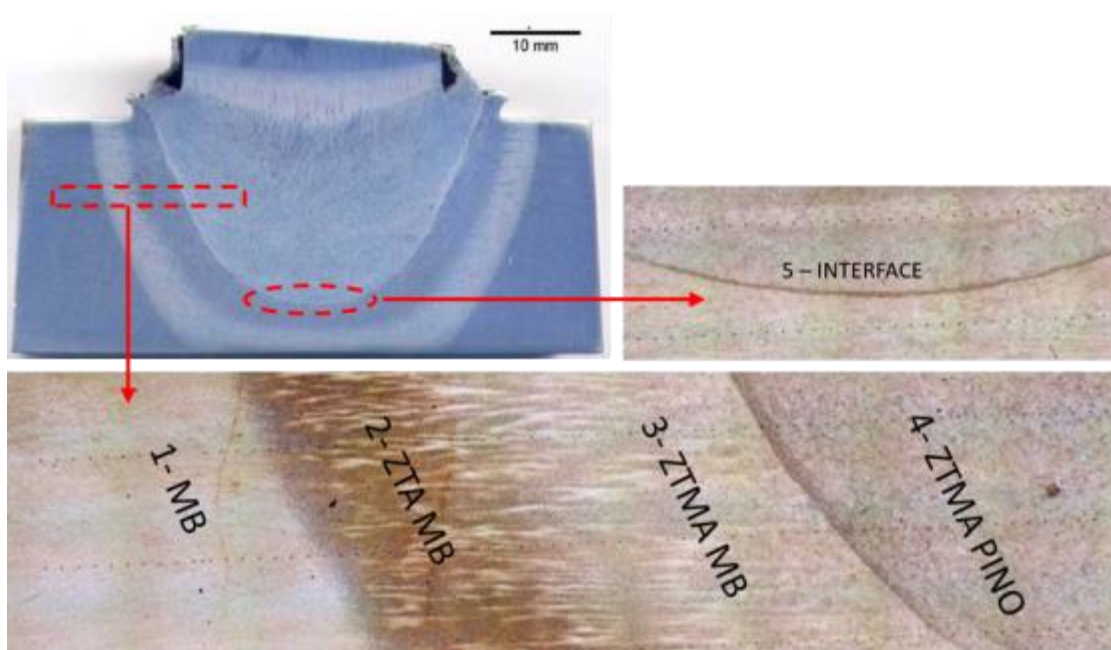
Figura 4.4 mostra uma macrografia que ilustra a localização dos cinco pontos em que as medidas do comprimento das zonas afetadas pelo processo foram feitas, estes localizam-se à: 2 mm, 8 mm, 14 mm, 18 mm, e por fim a 22 mm de distância da superfície.

Figura 4.4: Macrografia da solda F30 detalhando a localização e a forma com que as medidas efetuadas.



A microestrutura de um material é fator preponderante na determinação de suas propriedades mecânicas. Tendo isto em vista, sua caracterização é de extrema importância. Assim, para a análise microestrutural das juntas soldadas, as seguintes zonas de interesse foram avaliadas: ZTMA do pino (4) e da base (3), ZTA do metal base (2), interface entre pino/metal base na região da ponta do pino (5), e por fim o metal base afastado das áreas afetadas pelo calor (1). A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** apresenta as imagens ilustrando a localização aproximada de cada uma das áreas analisadas.

Figura 4.5: Imagens identificando as zonas observadas na análise microestrutural.

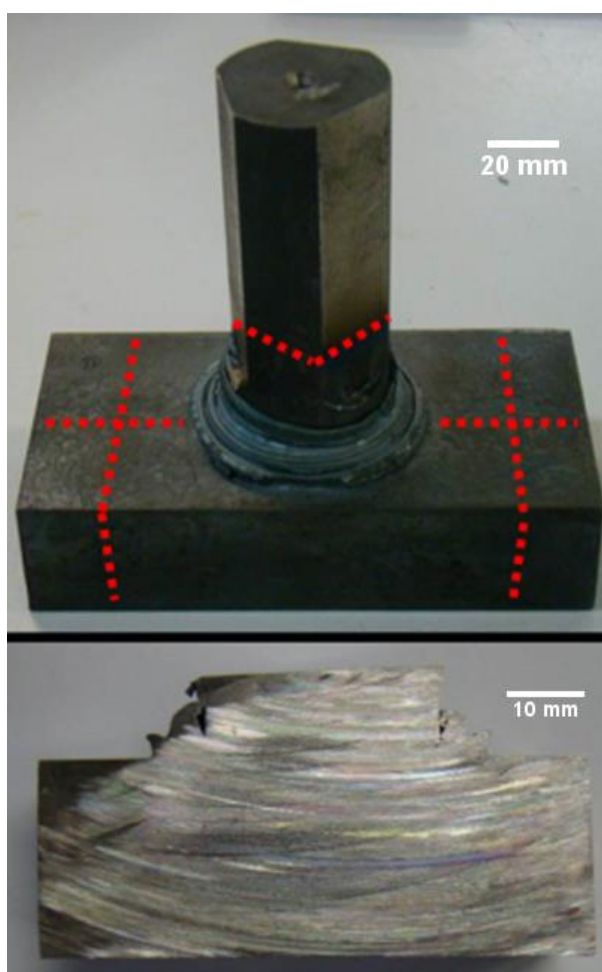


Após o tratamento térmico de revenimento pós-soldagem, as amostras foram seccionadas visando a otimização do manuseio da amostra para a preparação metalográfica, assim como, a visualização para análise de toda as áreas de interesse da solda. A Figura 4.6 apresenta duas imagens de uma das soldas produzidas, (a) antes do corte, e (b) após o corte da mesma para preparação metalográfica, as linhas tracejadas na imagem “a” representam o local aproximado do corte feito.

Após o seccionamento das amostras, as mesmas foram preparadas para a análise metalográfica mediante a lixamento, polimento e ataque químico para revelação da microestrutura. O ataque foi feito com o reagente químico Nital 2% (composto por 98% de álcool e 2% de ácido nítrico).

A observação das amostras foi realizada em um microscópio óptico (MO), com as imagens sendo obtidas em câmera digital acoplada ao MO.

Figura 4.6: Imagens da amostra antes e depois do corte para preparação metalográfica: antes do corte (imagem superior), e após o corte (imagem inferior).

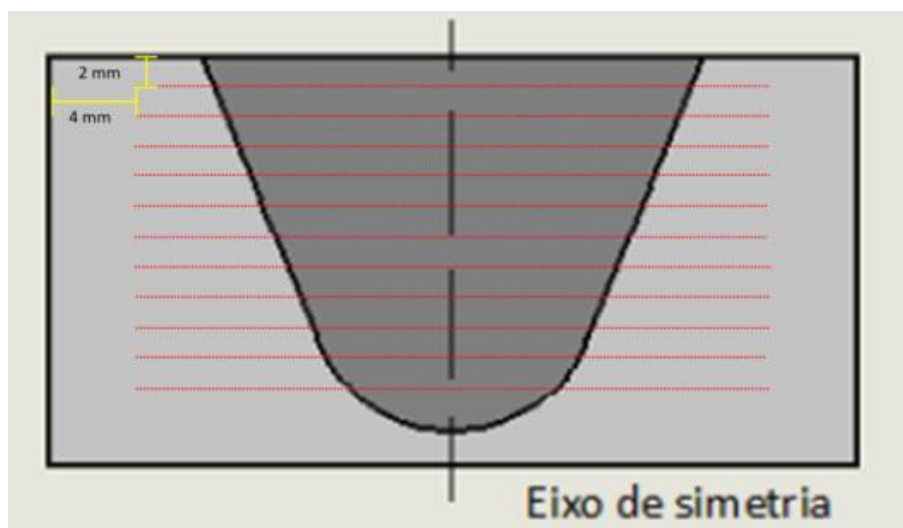


4.6 Mapeamento de Microdureza

Foram efetuados onze perfis de microdureza Vickers em cada amostra, para cada condição, como soldado, com uma hora de revenimento, com duas horas de revenimento e por fim, com quatro horas de revenimento, com o objetivo de mapear toda a área de interesse das soldas.

Os perfis foram realizados em um durômetro da marca Instron modelo Tukon 2100B, com carga de 300 gramas (0,3 kgf), e um espaçamento entre as endentações de 0,3 milímetros, e de 2 milímetros entre cada perfil de microdureza. A Figura 4.7 ilustra a forma com que os perfis foram executados.

Figura 4.7: Ilustração do mapeamento de microdureza Vickers.



Fonte: Adaptado de FREITAS, 2015.

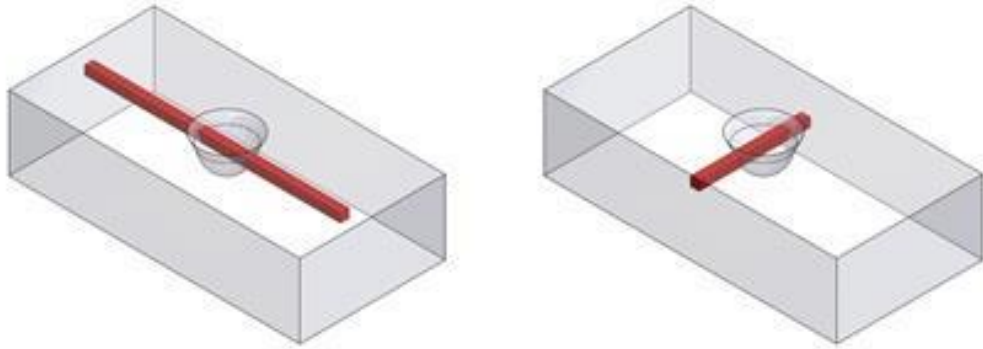
4.7 Medida do Estado de Tensões Residuais na Junta Soldada

Tendo em vista a provável geração de tensões residuais, foi feita em parceria com o instituto Helmholtz-Zentrum de Berlin uma avaliação do estado de tensões residuais através do método de Difração de Nêutrons em uma junta soldada pelo processo FHPP.

Foi medido o estado de tensões residuais em duas amostras soldadas com os seguintes parâmetros: Força axial 45 kN. Estas amostras estavam em duas diferentes condições, uma como soldada e outra com revenimento de quatro horas após a soldagem.

As tensões residuais foram medidas em duas diferentes direções, uma no sentido transversal e outra no sentido longitudinal, o desenho esquemático da Figura 4.8 detalha o sentido de medição das tensões residuais na amostra.

Figura 4.8: Desenho esquemático detalhando o sentido no material 3 das medições realizadas.



A avaliação do estado de tensões residuais foi feito apenas para a condição soldada com força de 45 kN, devido a uma limitação no tempo de uso do equipamento, logo escolheu-se a condição intermediária para a realização do ensaio.

5.0 RESULTADOS

Nesta seção estão apresentados os resultados obtidos no estudo da influência do tempo de revenimento na microestrutura dos reparos realizados, e consequentemente seu impacto nas propriedades mecânicas do material.

5.1 Análise Prévia do Material

Antes da confecção das juntas soldadas, o material a ser estudado foi avaliado quanto a sua microestrutura e dureza e análise química. A tabela 4.1, apresenta a composição química deste material. Como dito anteriormente, este material não possui especificação mínima para composição química, exceto quanto ao teor de molibdênio que é de 0,20 %, e os valores apresentados na tabela 5.1 estão muito próximos aos citados por CHAVES (2010), e PIRES (2007), em seus trabalhos, como já referido.

Tabela 5.1: Composição química do material base e do pino.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	V
0,205	0,251	0,950	0,005	0,009	1,040	0,254	0,524	0,145	0,002	0,071

Através dos dados de composição química do metal base e do pino foi calculado o valor de carbono equivalente do material. O valor encontrado foi de 0,681, este valor representa a soldabilidade de um aço, e foi obtido através da equação 4.1 desenvolvida pelo IIW (*International Institute of Welding*), na qual C_{eq} o valor de carbono equivalente, %Mn o percentual de massa atômica de manganês, %C o percentual de massa atômica de carbono, %Cr o percentual de massa atômica de cromo, %Mo o percentual de massa atômica de molibdênio, %V o percentual de massa atômica do vanádio, %Ni o percentual de massa atômica de níquel e %Cu o percentual de massa atômica de cobre.

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (5.1)$$

Este valor encontrado não significa que o material não pode ser soldado, e sim que ele pode requerer alguns cuidados especiais para a obtenção de uma junta soldada de qualidade.

A Figura 5.1 apresenta a metalografia representativa da microestrutura observada no material antes da realização do processo, sendo esta, composta por martensita revenida. A Tabela 5.2 apresenta os valores de dureza Vickers do material base.

Figura 5.1: Micrografia do material base após o tratamento térmico antes da soldagem.
Ataque Nital 2%.



Tabela 5.2: Valores medidos de dureza Vickers do metal base.

Medida					Média (HV _{0,3})
1	2	3	4	5	
339,0	363,0	355,0	343,0	331,0	346,2

5.2 Aquisição dos Dados do Processo de Soldagem

Para cada junta soldada produzida é possível gerar um gráfico, no qual constam os valores medidos de força aplicada, potência, velocidade de rotação, tempo e deslocamento vertical, que está associado ao consumo do pino. Através destes dados foi possível gerar as curvas apresentadas nas Figuras 5.2 amostra soldada com força de 30 kN (F30), Figura 5.3 com força de 45 kN (F45), e Figura 5.4 com força de 60 kN (F60).

Figura 5.2: Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F30.

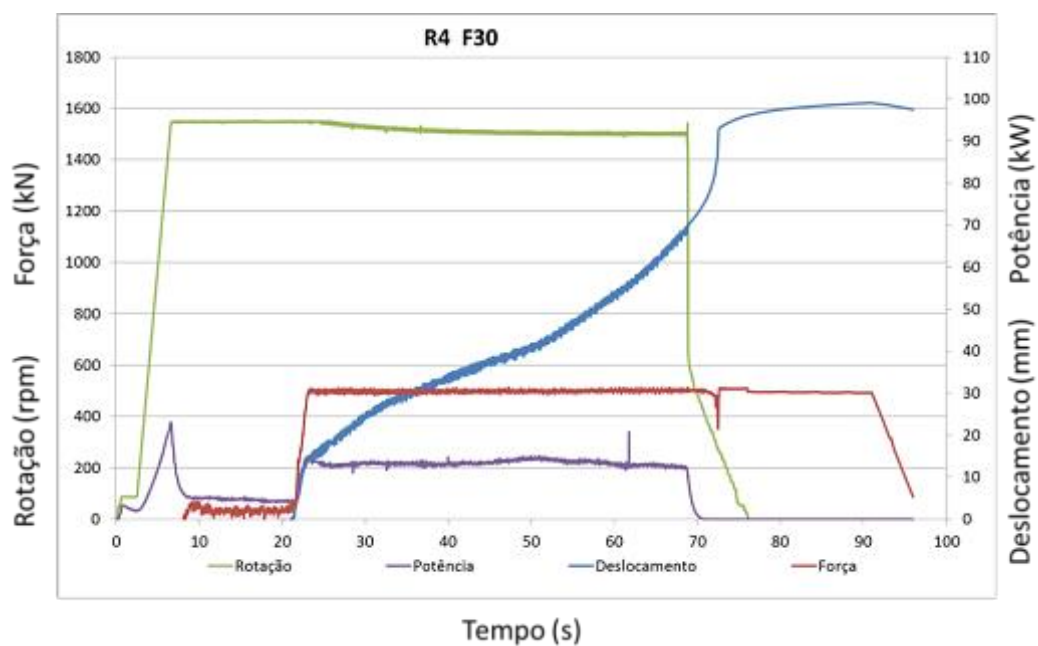


Figura 5.3 Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F45.

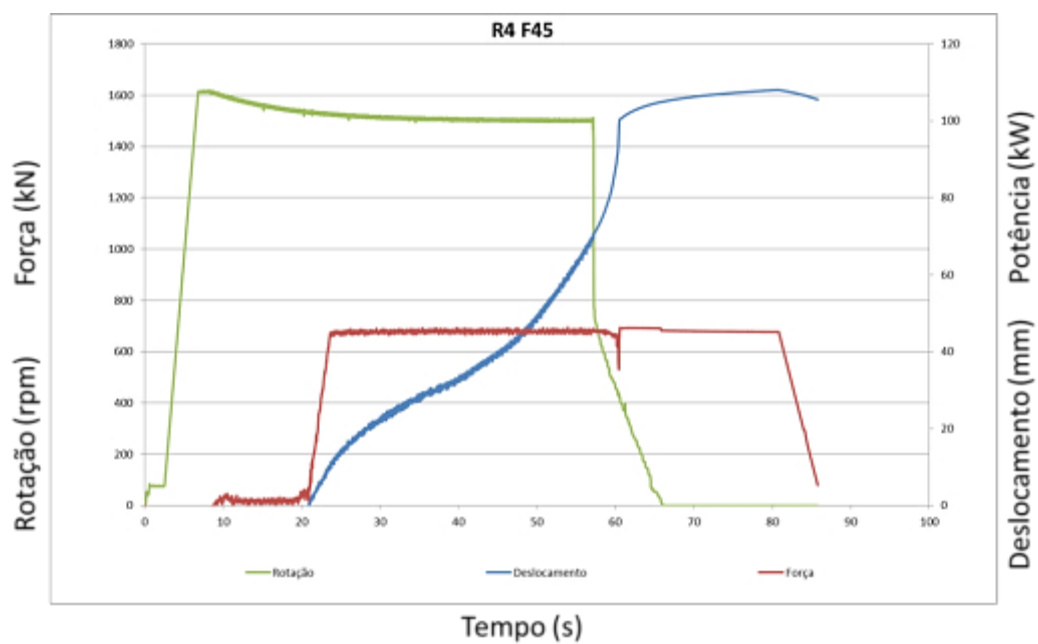
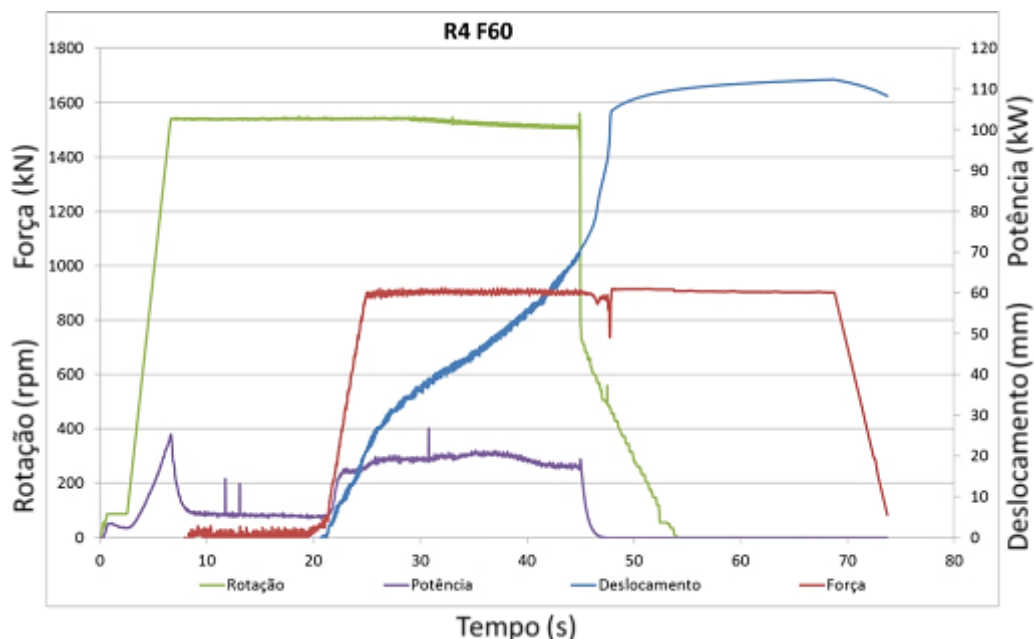


Figura 5.4: Gráfico obtido com os dados da soldagem da amostra F60.



Os tempos de soldagem aferidos para cada força axial utilizada comportam-se de maneira inversamente proporcional à carga aplicada. Para a força de 30 kN o tempo verificado foi de aproximadamente de 95 segundos, já para as amostras soldadas com força de 45 kN e 60 kN, os tempos de soldagem foram de 85 e 75 segundos respectivamente. Confirmando com o relatado na revisão bibliográfica, de que quanto maior a carga menor será o tempo de processamento.

5.3 Caracterização Macroestrutural

A identificação de uma solda realizada com sucesso começa por uma análise macroscópica da mesma, podendo assim verificar, se há algum defeito como falta de união, por exemplo. Além do mais, através desta análise é possível a identificação e dimensionamento das zonas afetadas durante o processo de soldagem. Então, logo após a realização das soldas, e da preparação das amostras para a análise macroscópica, foi feita uma inspeção visual a olho nu nas juntas soldadas. As soldas foram avaliadas quanto à presença de defeitos como falta de preenchimento ou de algum outro tipo junto à linha de soldagem, e constatou-se que nenhuma das soldas apresentou qualquer um destes defeitos macroscópicos.

As Figura 5.5 a Figura 5.7 apresentam as macrografias das soldas realizadas com as forças de recalque de 30 kN (F30), 45 kN (F45) e 60 kN (F60), respectivamente, assim como a indicação pelas setas das zonas que foram mensuradas (ZTA e ZTMA do metal base).

Através destas macrografias foram feitos os dimensionamentos das zonas afetadas para cada condição de soldagem, ressaltando que foram feitas cinco medidas em diferentes pontos para cada região, a 2 mm, 8 mm, 14 mm, 18 mm e 22 mm da superfície do material base, e por fim foi elaborada a média das mesmas.

Figura 5.5: Macrografia da solda F30 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.

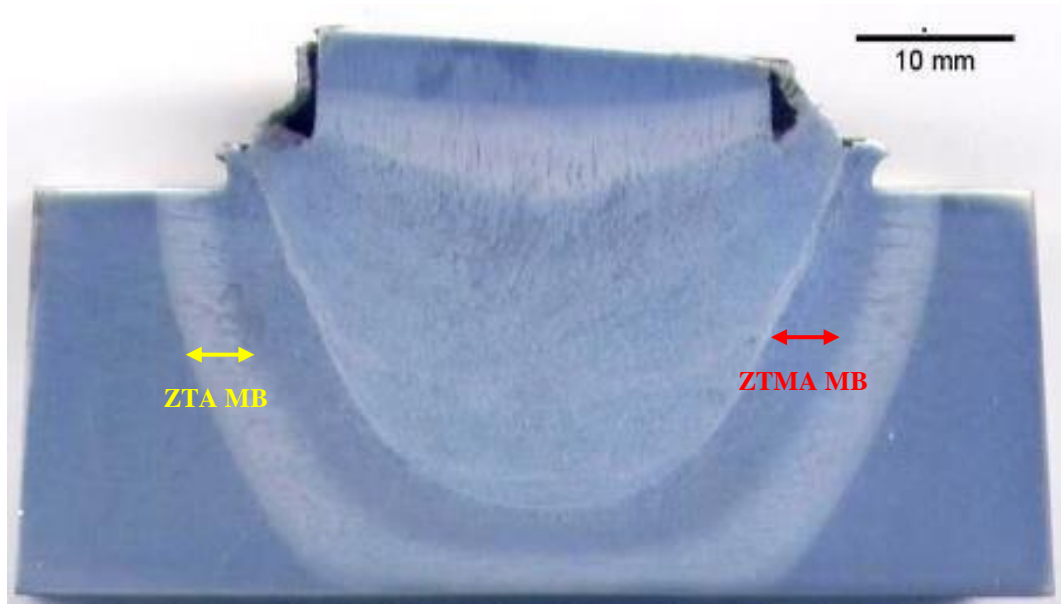


Figura 5.6: Macrografia da solda F45 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.

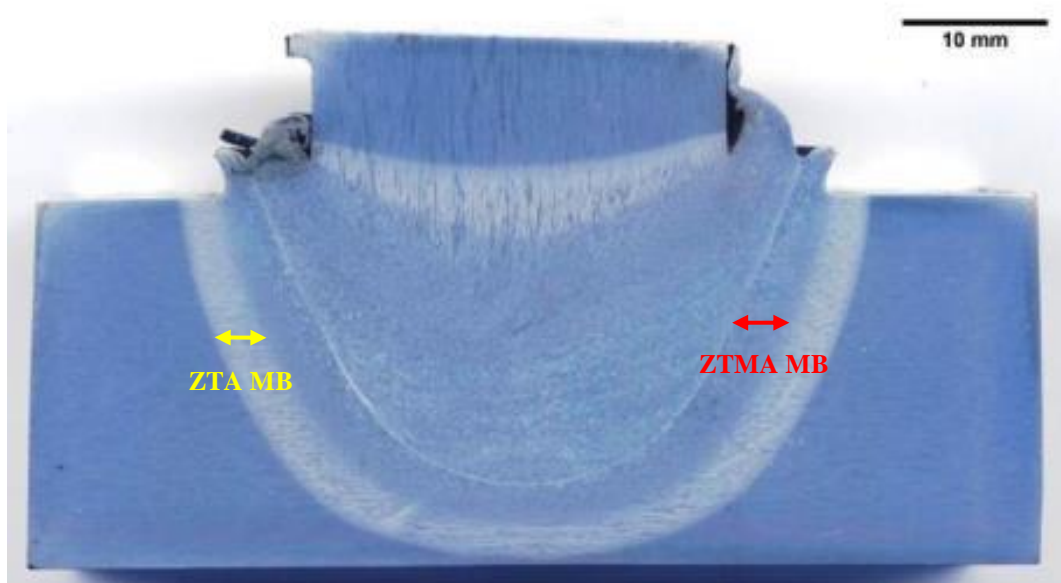
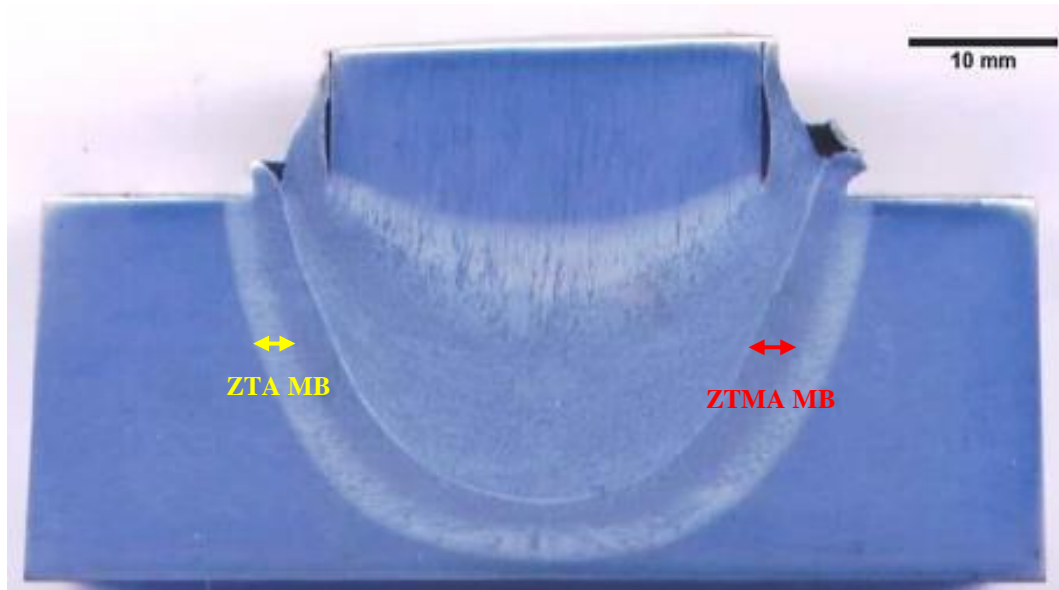


Figura 5.7: Macrografia da solda F60 na condição de como soldado. Ataque Nital 2%.



A Tabela 5.3 apresenta os valores medidos das duas zonas avaliadas, ZTA e ZTMA do metal base, da amostra F30 na condição de como soldada. A Tabela 5.4 contém os valores medidos das mesmas zonas na amostra F45 na condição de como soldada, e a Tabela 5.5 mostra os valores medidos para a amostra F60 na condição de como soldada.

Tabela 5.3: Valores medidos na região da ZTA e ZTMA do metal base, da amostra F30.

Região	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Medida 4	Medida 5	Média
ZTA	3,6 (mm)	3,7 (mm)	3,6 (mm)	4,4 (mm)	4,8 (mm)	4,02 (mm)
ZTMA	3,4 (mm)	3,8 (mm)	3,7 (mm)	3,5 (mm)	3,3 (mm)	3,54(mm)

Tabela 5.4: Valores medidos na região da ZTA e ZTMA do metal base, da amostra F45.

Região	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Medida 4	Medida 5	Média
ZTA	3 (mm)	3,4 (mm)	3,6 (mm)	3,95 (mm)	3,75 (mm)	3,54 (mm)
ZTMA	2,6 (mm)	3 (mm)	3 (mm)	3,3 (mm)	2,3 (mm)	2,84 (mm)

Tabela 5.5: Valores medidos na região da ZTA e ZTMA do metal base, da amostra F60.

Região	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Medida 4	Medida 5	Média
ZTA	2,05 (mm)	2,45 (mm)	2,75 (mm)	2,70 (mm)	2,70 (mm)	2,53 (mm)
ZTMA	2,10 (mm)	2,30 (mm)	2,15(mm)	1,90 (mm)	1,45 (mm)	1,98 (mm)

Ao serem comparados os resultados obtidos nas medidas de tamanhos das zonas afetadas pelo processo, fica evidente que a solda realizada com a menor força de recalque (F30), apresentou as zonas com maiores tamanhos médios, 4,02 mm para a ZTA e 3,54 mm para ZTMA, enquanto que as amostras F45 e F60 apresentaram valores médios próximos a 3,54 mm e 2,53 mm para a ZTA, e 2,84 mm e 1,98 mm para ZTMA, respectivamente.

5.4 Caracterização Microestrutural

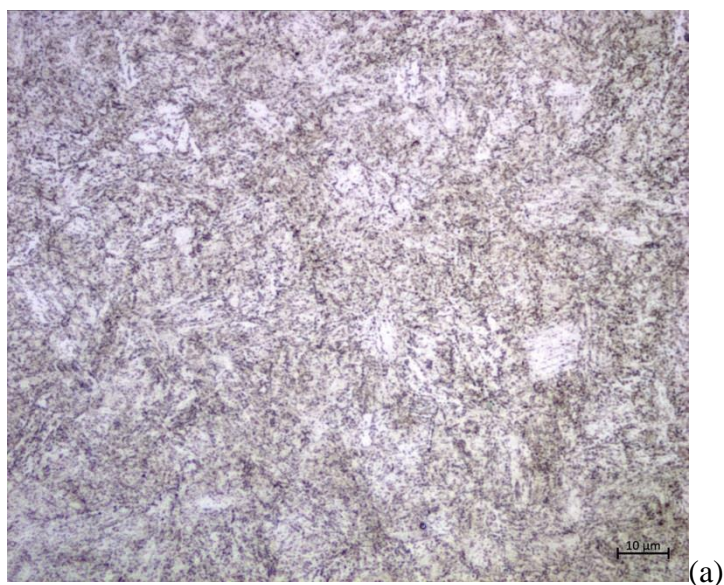
Amostras F30, F45 e F60 sem Revenimento Pós Soldagem:

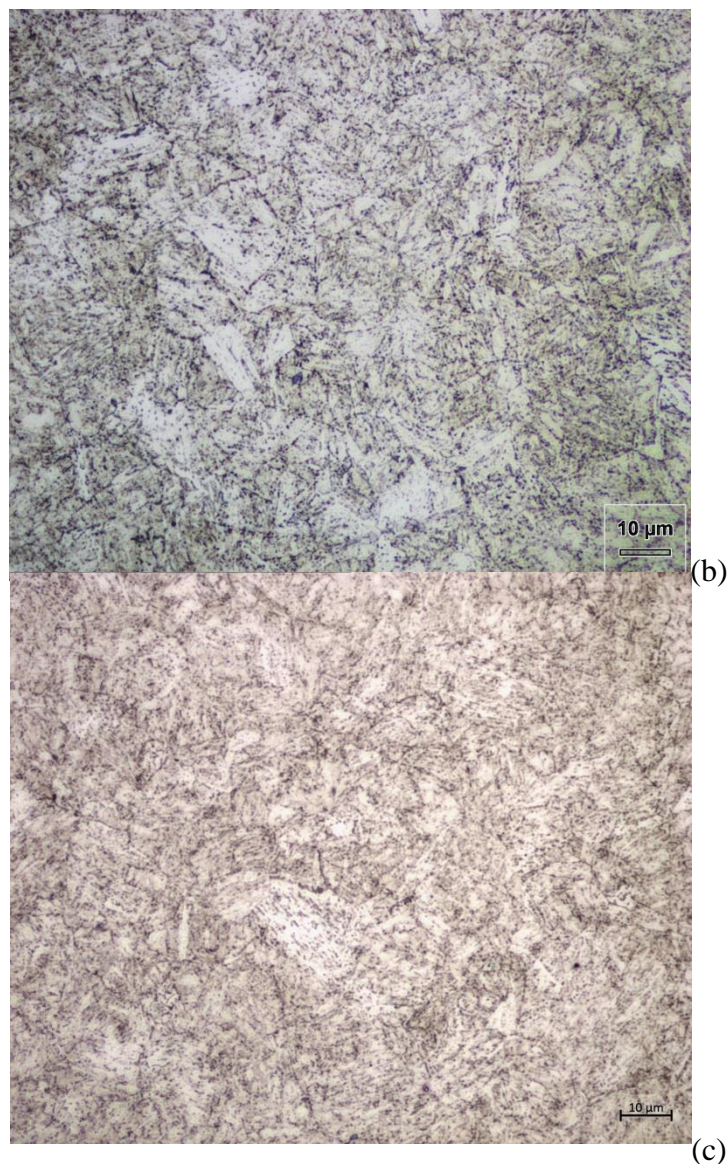
As figuras de 5.8 até 5.11 apresentam as imagens representativas das regiões de interesse analisadas nas amostras identificadas como F30 (a), F45 (b) e F60 (c) sem o tratamento térmico de revenimento após a soldagem.

A região retratada na

Figura 5.8, detalha o material base que não sofreu qualquer tipo de alteração microestrutural devido ao processo de soldagem (identificada como 1 na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**), a microestrutura é composta por martensita revenida, semelhante a observada na análise prévia do material antes da realização do processo de soldagem por fricção.

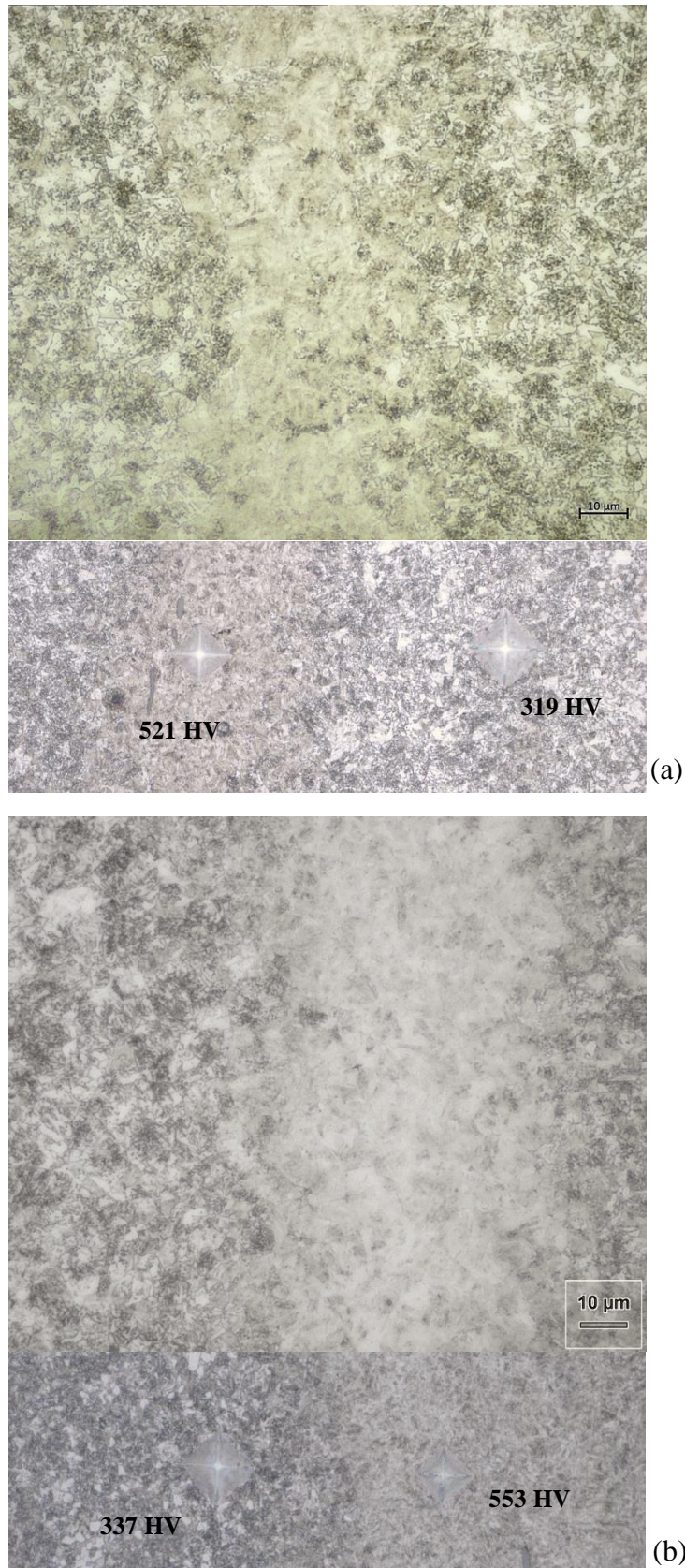
Figura 5.8: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras sem revenimento após a soldagem. Ataque Nital 2%.

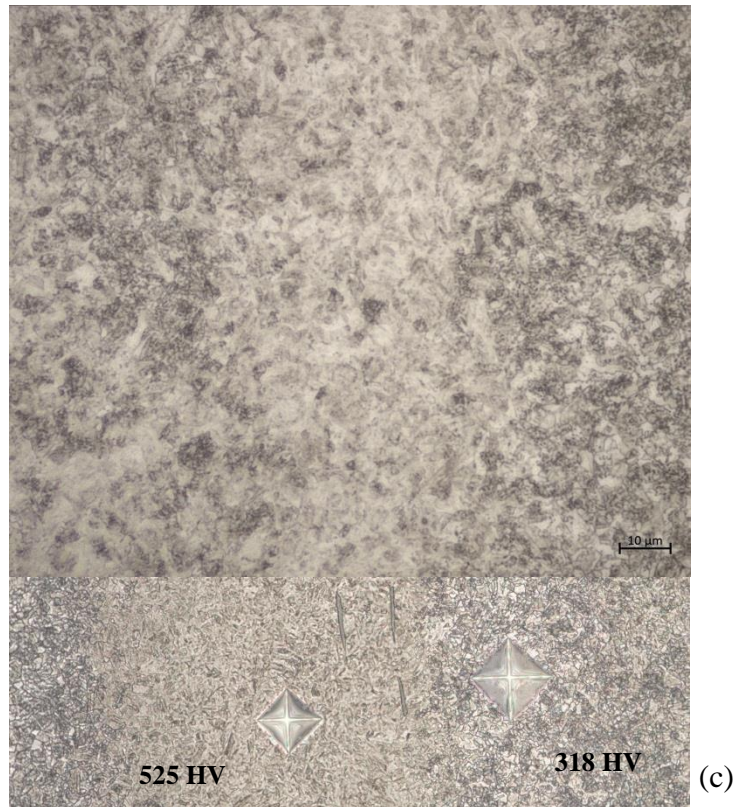




Na região retratada na Figura 5.9, identificada como zona termicamente afetada (ZTA), há um bandejamento microestrutural, no qual é possível observar a presença de martensita não revenida (parte mais clara das micrografias), e nas regiões adjacentes a esta, verifica-se a existência de uma mistura de martensita, ferrita e agregados de carbonetos. A fim de demonstrar esta diferença microestrutural foram feitos dois pontos de microdureza Vickers, um em cada região. As imagens na parte inferior mostram as endentações realizadas e seus respectivos valores de dureza medidos, 521 HV, 553 HV e 525 HV para a região onde há segregação e 319 HV, 337 HV e 318 HV na qual não há segregação, para a amostra F30, F45 e F60 respectivamente.

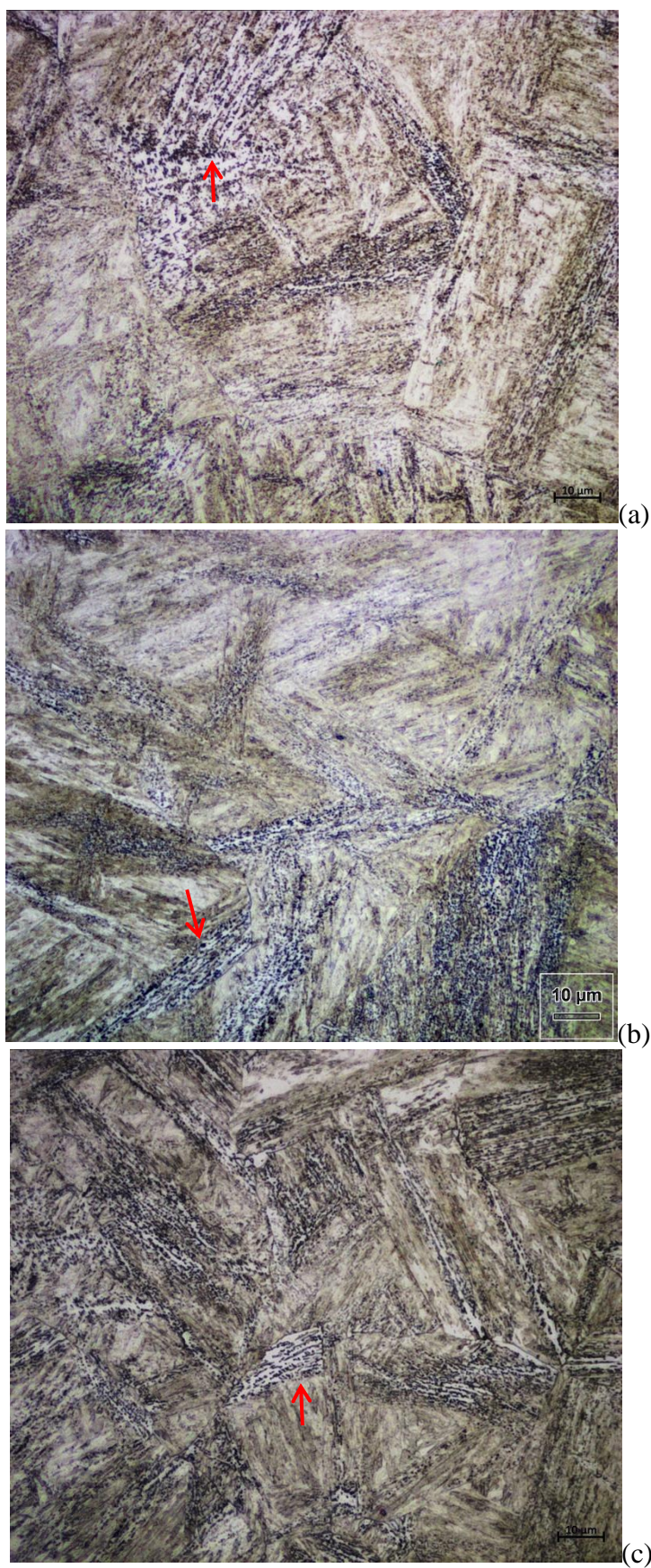
Figura 5.9: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na Figura 4.5, na parte inferior as endentações realizadas nas amostras sem revenimento. Ataque Nital 2%.





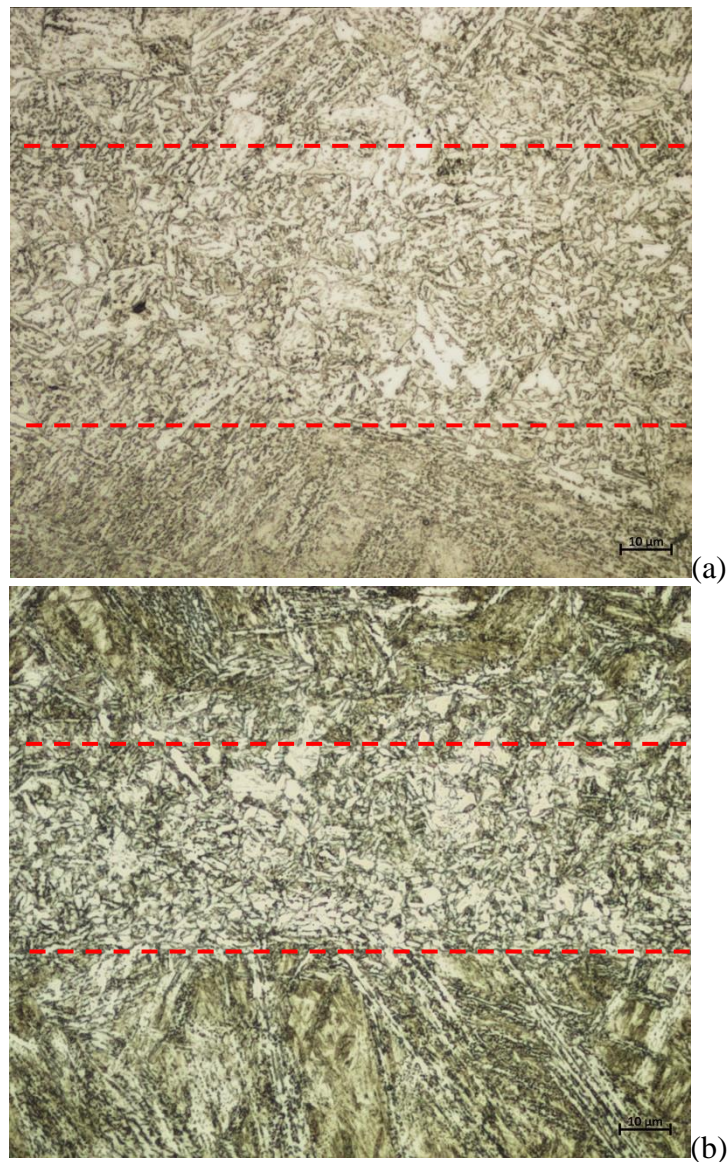
A Figura 5.10 apresenta as imagens representativas das regiões 3 e 4 da **Erro! Fonte de referência não encontrada..** Estas regiões foram identificadas como as zonas termo mecanicamente afetadas pelo processo (ZTMA), do metal base e do pino respectivamente. A microestrutura nas duas áreas analisadas apresentou-se muito semelhante, sendo composta em quase sua totalidade por martensita, sendo possível observar as diferentes orientações dos “pacotes” típicos de martensita de baixo carbono, além da presença de ferrita com bainita (indicada por setas nas imagens).

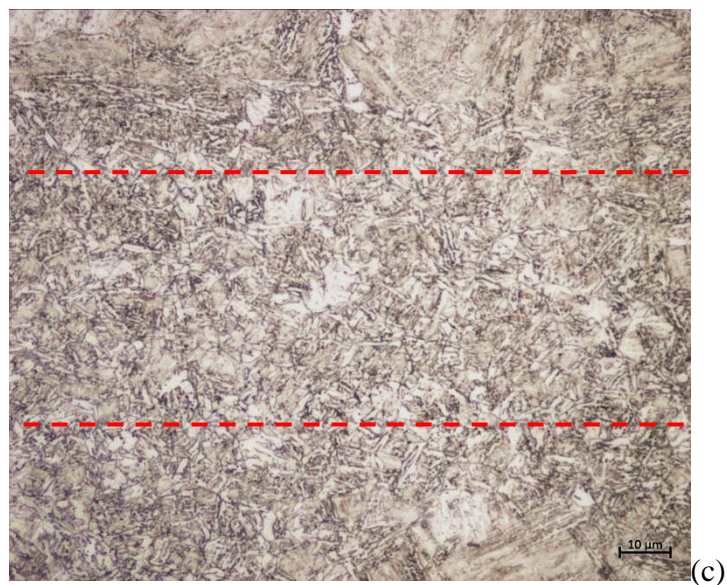
Figura 5.10: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA metal base/pino) na Figura 4.5, sem revenimento, com as setas mostrando a presença de ferrita com bainita. Ataque Nital 2%.



Para verificar se a união entre o pino e o material base ocorreu de forma satisfatória, foi analisado o ponto 5 na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, isto é, a interface entre a ponta do pino e a base. É nesta região em que normalmente encontram-se os principais defeitos oriundos do processo de soldagem, como a falta de união ou presença de alguma impureza. A Figura 5.11 apresenta as imagens das interfaces entre pino/metal base das três amostras, F30 (a), F45 (b) e F60 (c), na parte superior das micrografias localiza-se a microestrutura da ZTMA do pino, entre as linhas tracejadas região de união, e na parte inferior ZTMA do metal base. As juntas soldadas apresentaram uma boa união metalúrgica entre o pino e o metal base.

Figura 5.11: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 (interface metal base/pino) na Figura 4.5. Ataque Nital 2%.



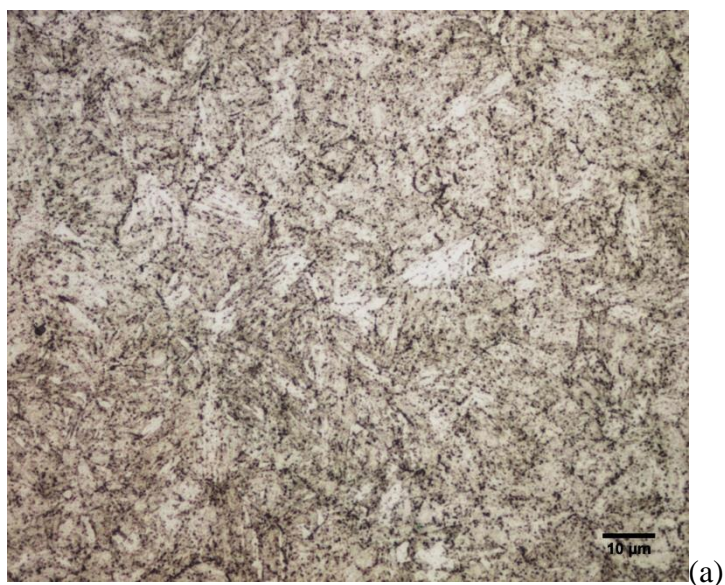


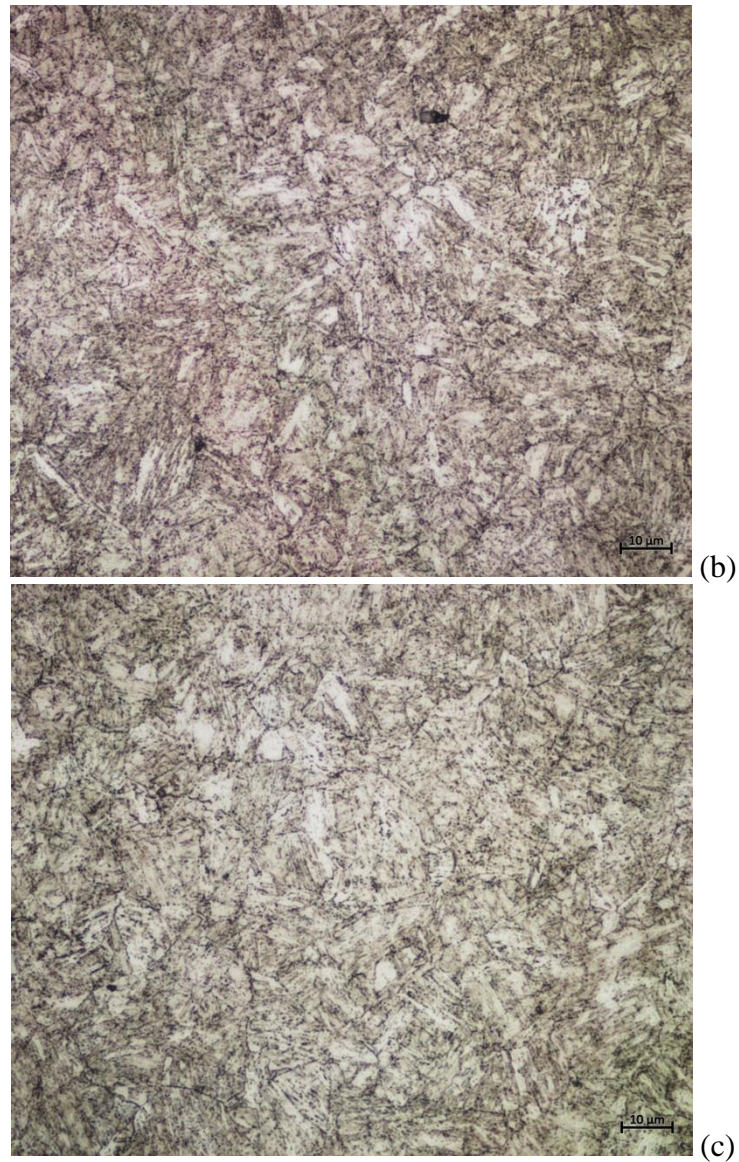
Amostras F30, F45 e F60 com Uma Hora de Revenimento:

As figuras 5.12 até 5.19 apresentam as imagens representativas das regiões de interesse analisadas nas amostras identificadas como F30 (a), F45 (b) e f60 (c) com tratamento térmico de revenimento de uma hora após o processo de soldagem.

Na Figura 5.12, está retratado o material base não afetado pelo processo de soldagem (identificada como região 1 na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**), a microestrutura foi identificada como martensita revenida nesta região.

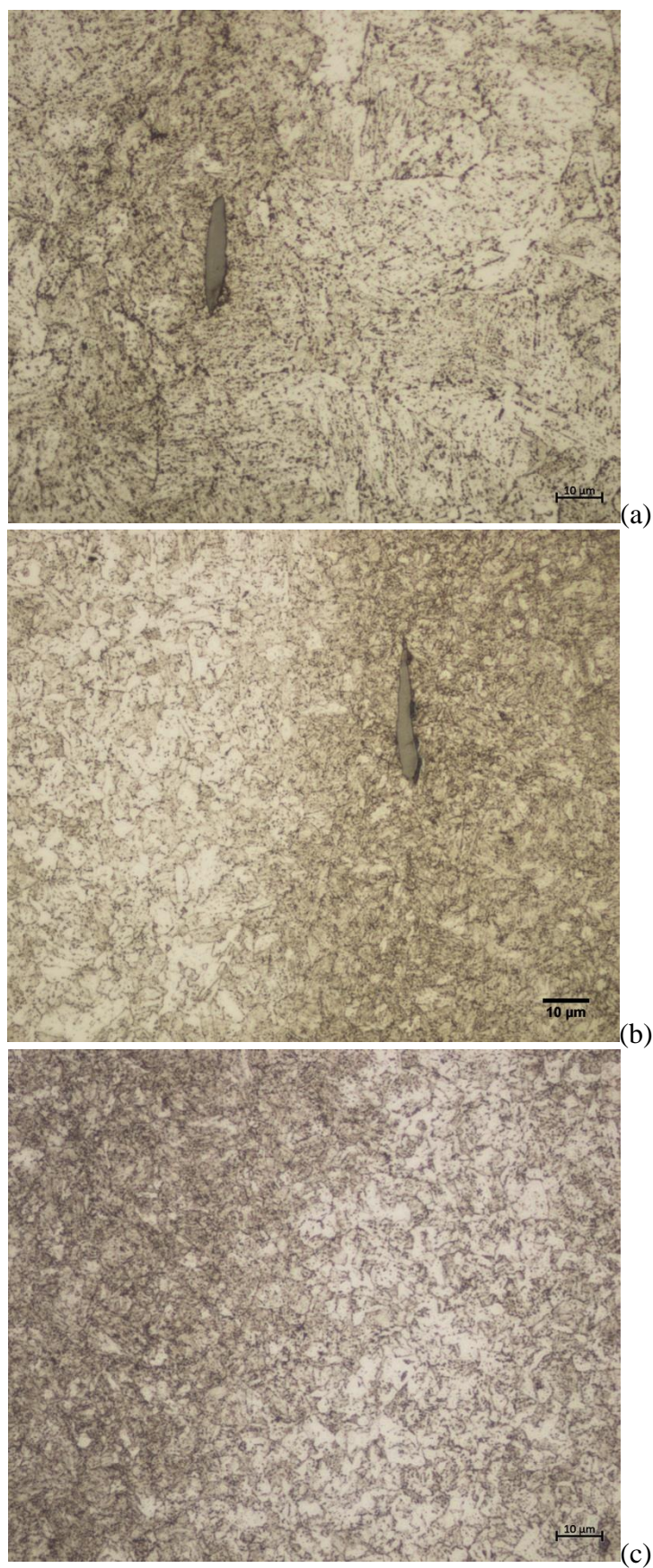
Figura 5.12: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.





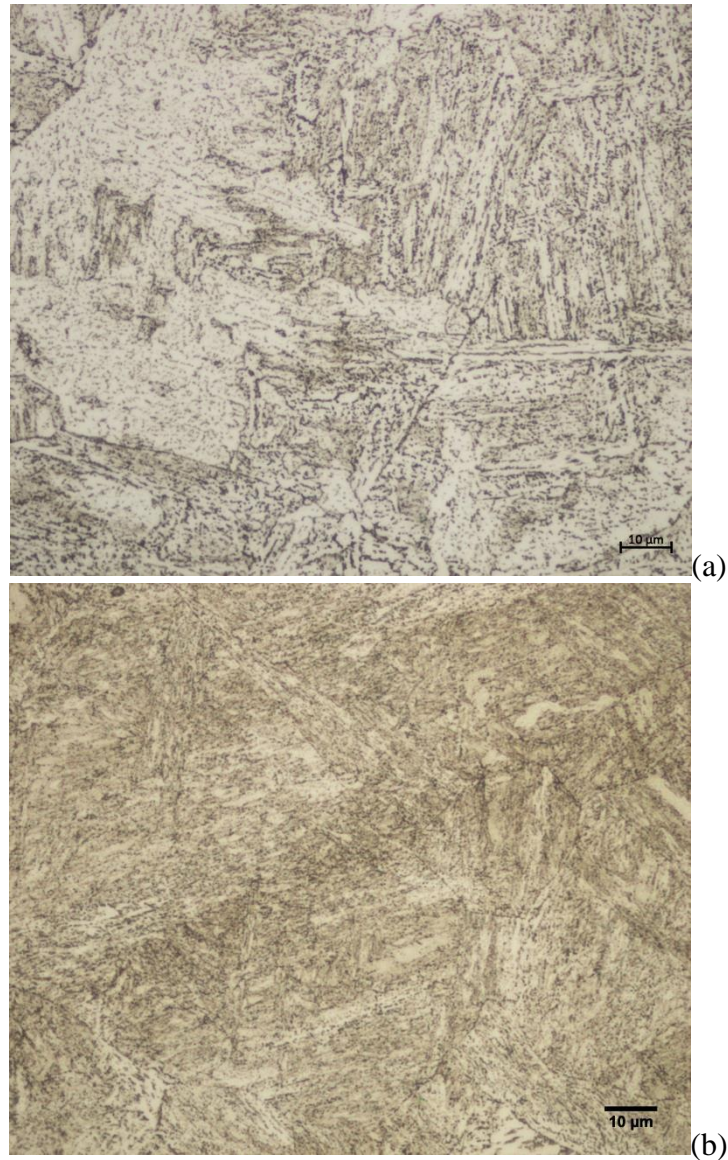
Na região retratada na Figura 5.13, identificada como zona termicamente afetada (ZTA), há um bandejamento microestrutural observado anteriormente, fica evidente também a presença de inclusões de sulfeto de manganês junto a este bandejamento, fato que evidencia a presença de segregações de elementos de liga nesta região. A microestrutura no material é composta por martensita revenida.

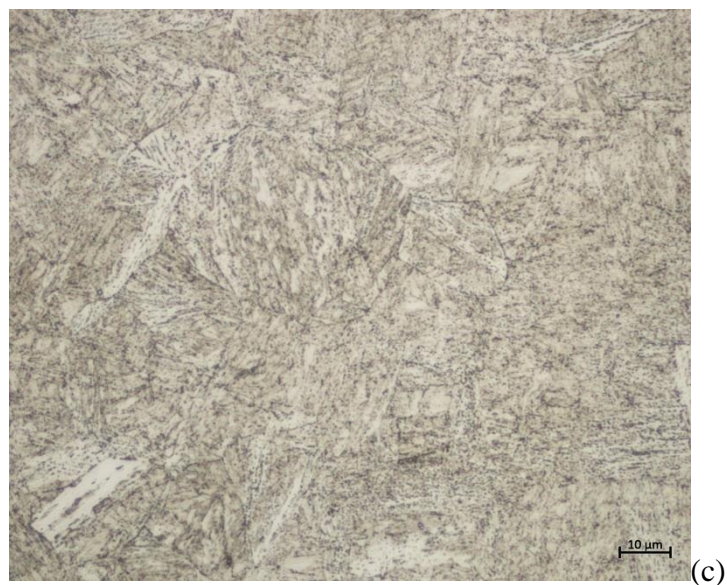
Figura 5.13: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA do metal base) na figura 4.5, com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.



A figura 5.14 apresenta as imagens representativas das regiões 3 e 4 da figura 4.5. Estas regiões foram identificadas como as zonas termo mecanicamente afetadas pelo processo (ZTMA), do metal base e do pino respectivamente. A microestrutura nas duas áreas analisadas apresentou-se muito semelhante, sendo composta por martensita revenida e bainita.

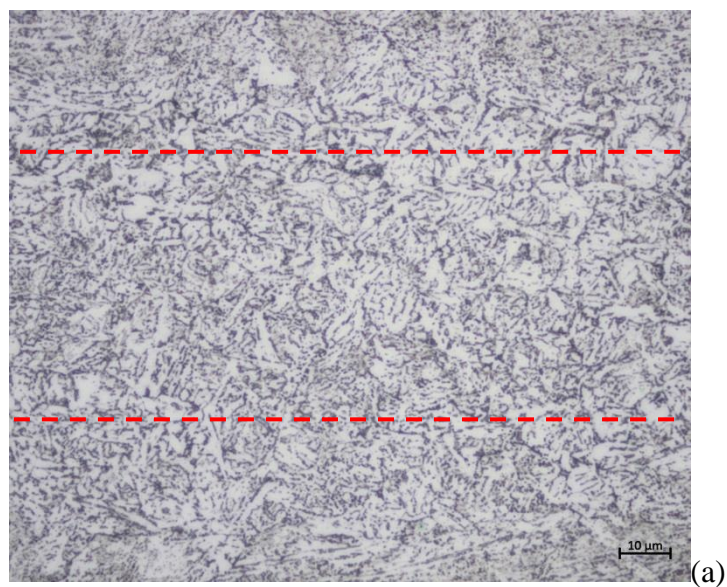
Figura 5.14: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA do pino/base) na figura 4.5, com revenimento de uma hora pós soldagem. Ataque Nital 2%.

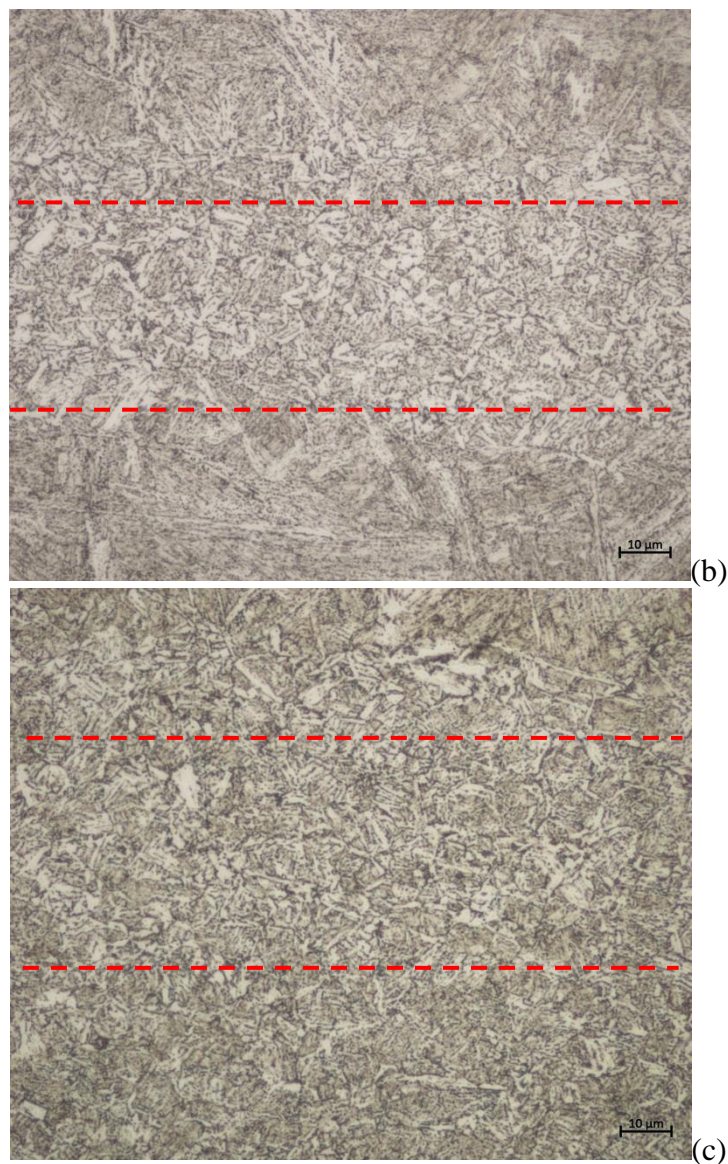




Analisado o ponto 5, na figura 4.5, isto é, a interface entre a ponta do pino e o metal base, verifica-se que a união se deu de forma satisfatória. A Figura 5.15 detalha a região de ligação mostrando que a houve uma boa união metalúrgica entre o pino e o metal base.

Figura 5.15: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 (interface metal base/pino) na figura 4.5. Ataque Nital 2%.



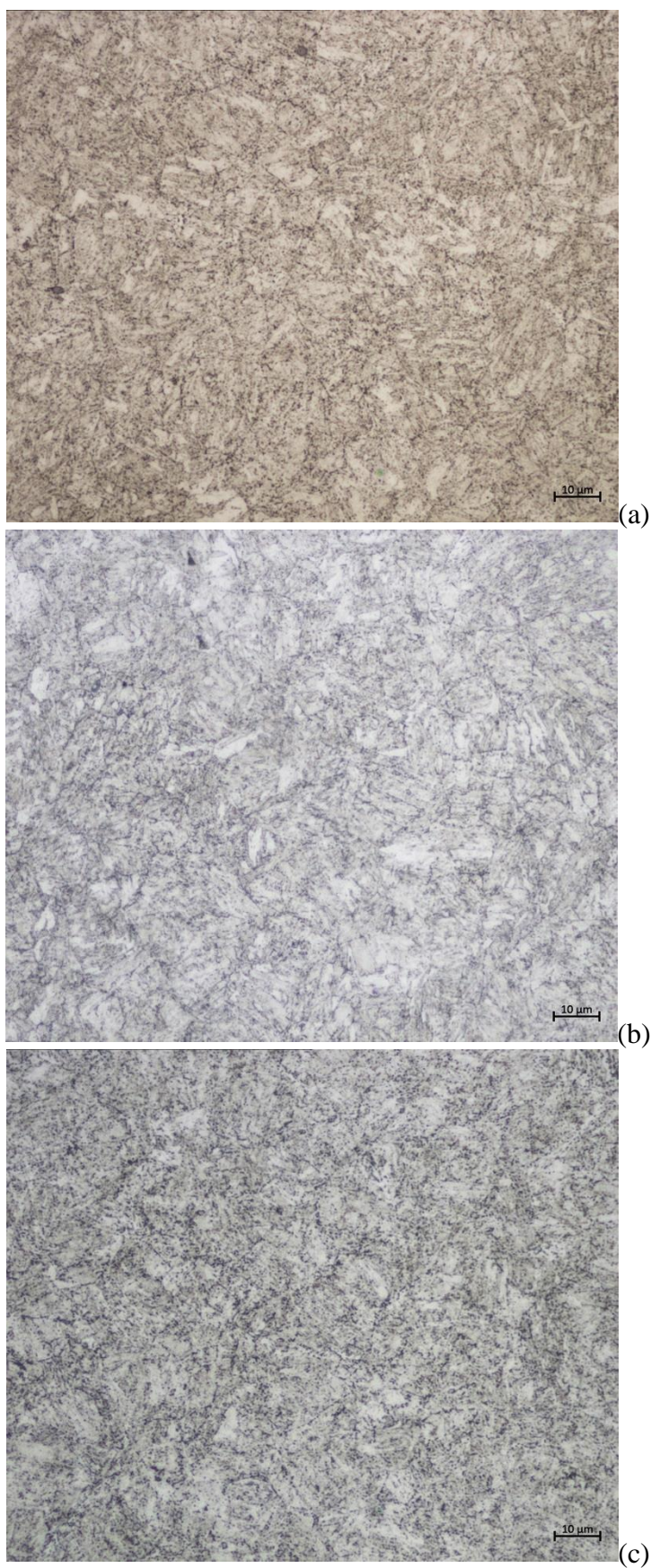


Amostras F30, F45 e F60 com Duas Horas de Revenimento Pós Soldagem:

As figuras de 5.16 até 5.25 apresentam as micrografias representativas das regiões de interesse analisadas nas amostras identificadas como F30 (a), F45 (b) e f60 (c) com tratamento térmico de revenimento de duas horas pós-soldagem.

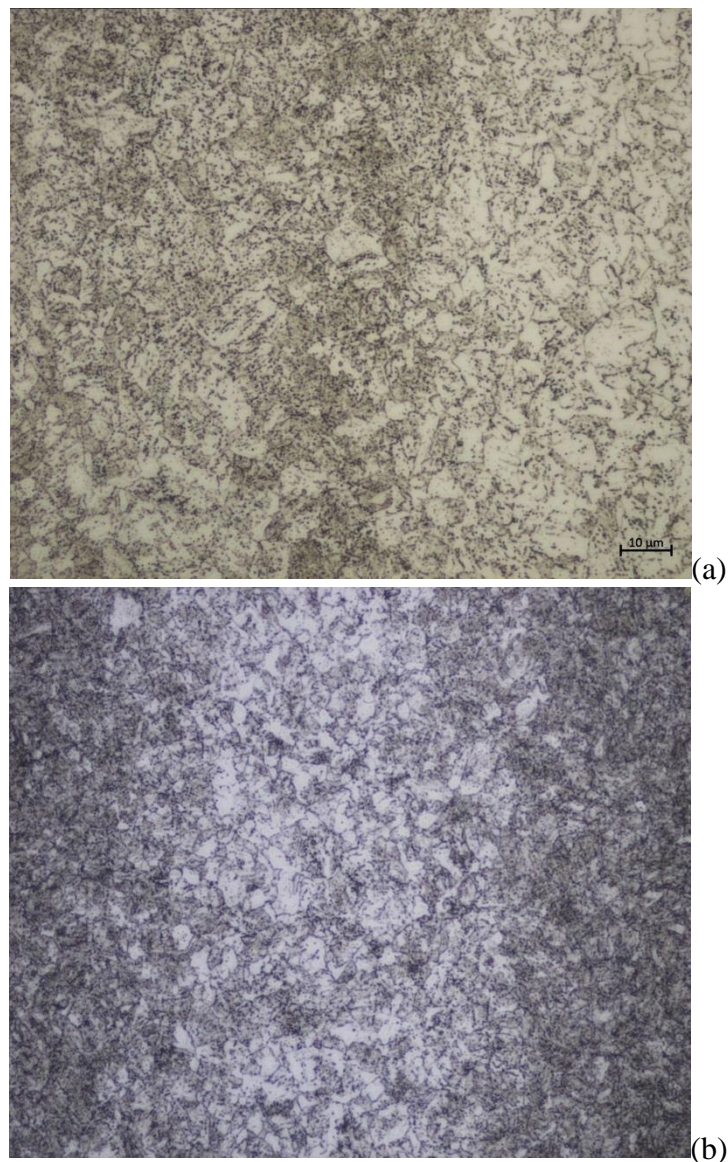
A Figura 5.16, apresenta o material base não afetado pelo processo de soldagem (identificada como 1 na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**), a microestrutura é composta por martensita revenida.

Figura 5.16: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de duas após a soldagem. Microestrutura identificada como martensita revenida. Ataque Nital 2%.



Na região retratada na Figura 5.17 identificada como zona termicamente afetada (ZTA), há um bandejamento microestrutural, no qual é possível observar a presença de martensita revenida, e nas regiões adjacentes a esta, verifica-se a existência de ferrita com agregados de carbonetos nas amostras F30 e F45, não sendo tão evidente esta presença para a amostra F60.

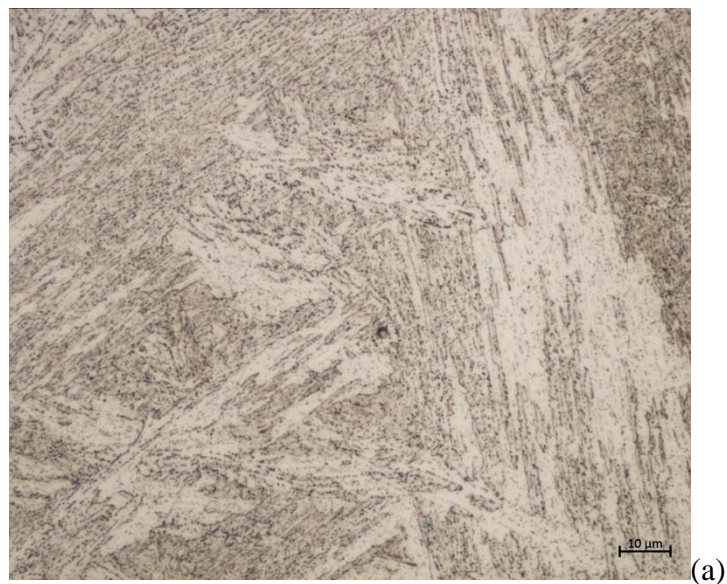
Figura 5.17: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, das amostras com duas horas de revenimento. Ataque Nital 2%.

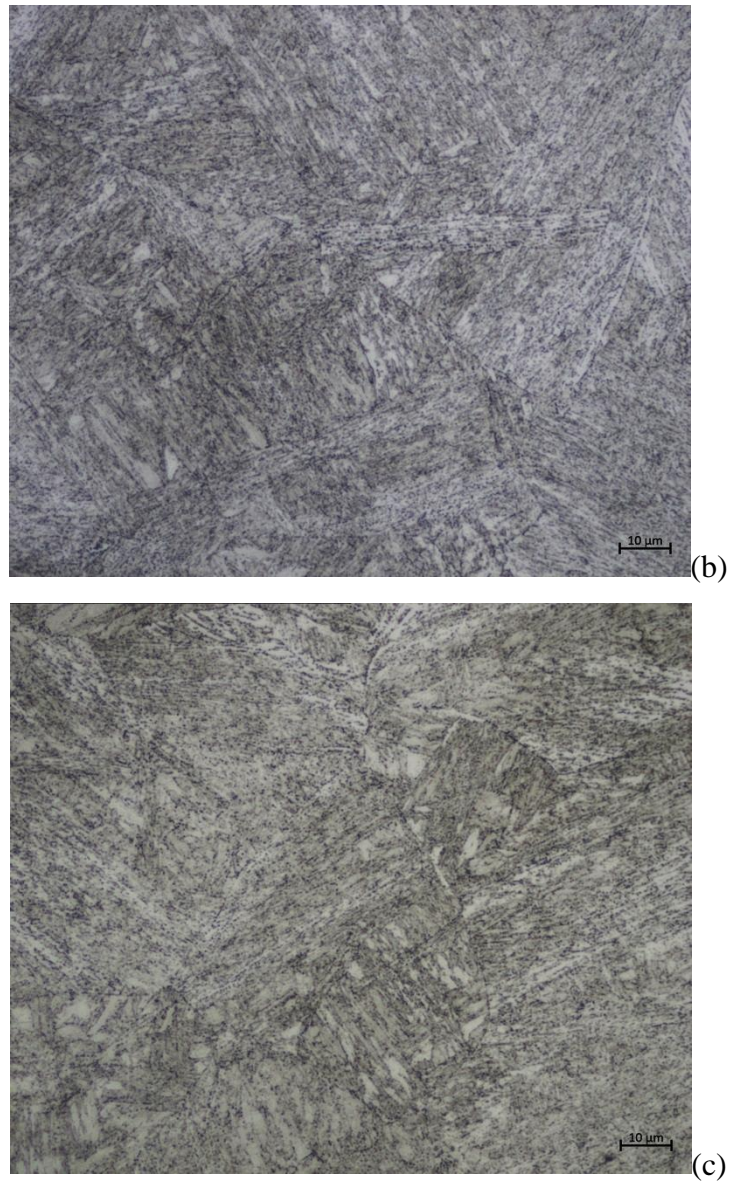




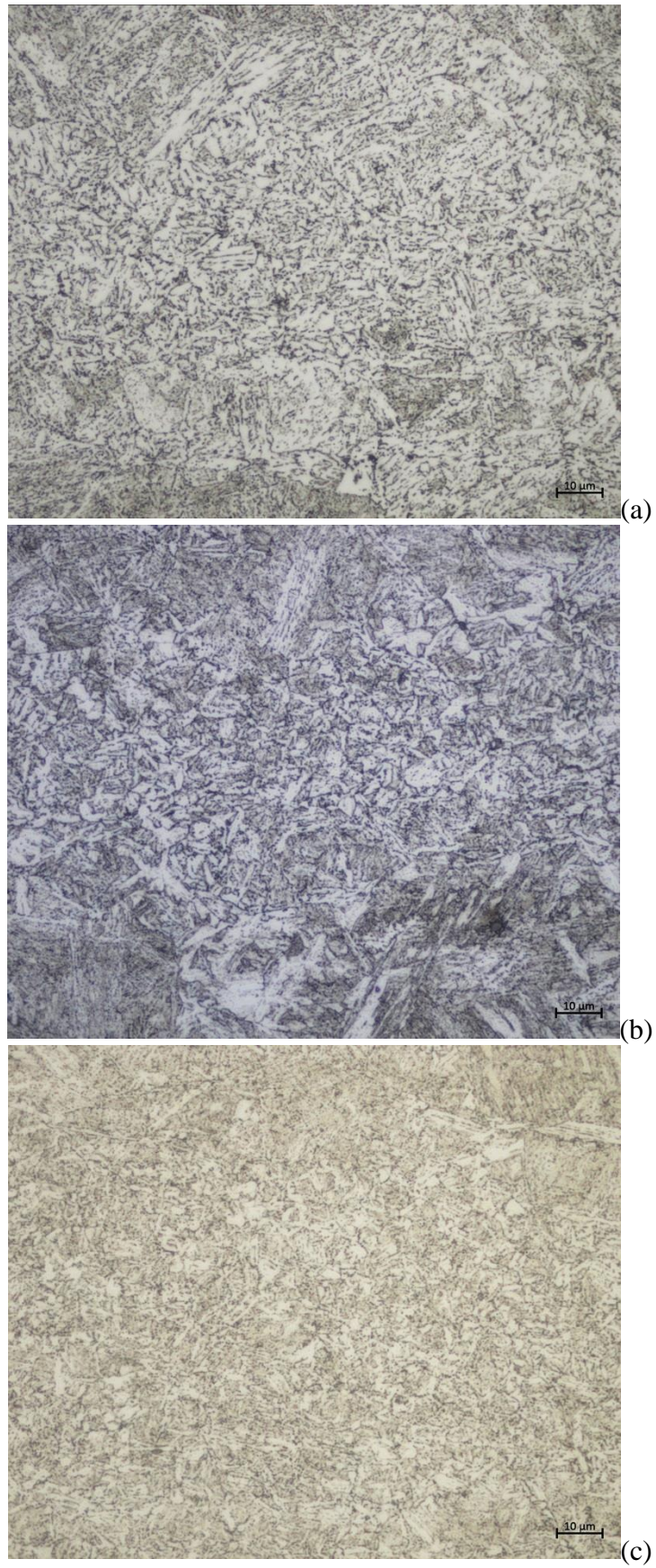
A Figura 5.18 apresenta as imagens representativas das regiões 3 e 4 da **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Estas regiões foram identificadas como as zonas termo mecanicamente afetadas pelo processo (ZTMA), do metal base e do pino respectivamente. A microestrutura nas duas áreas analisadas apresentou-se muito semelhante, sendo composta em quase sua totalidade por martensita, sendo possível observar as diferentes orientações dos “pacotes” típicos de martensita de baixo carbono, e bainita.

Figura 5.18: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente nas regiões identificadas como 3 e 4 (ZTMA do metal base/Pino), na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Ataque Nital 2%.



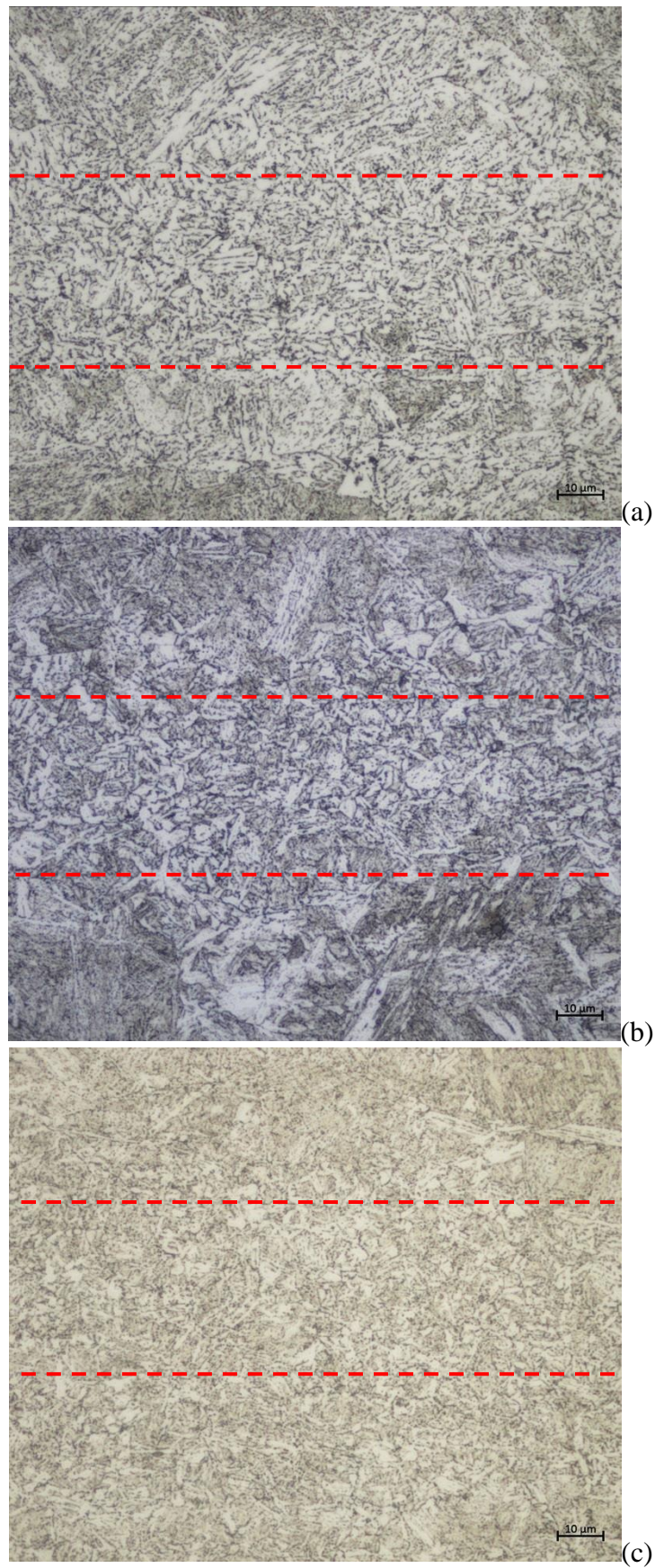


A Figura 5.19 apresenta as imagens da interface entre pino/metal base (ponto 5 na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**) das três amostras, F30 (a), F45 (b) e F60 (c), na parte superior das micrografias temos a microestrutura da ZTMA do pino, entre as linhas tracejadas região de união, e na parte inferior ZTMA do metal base. A



detalha a região de ligação, mostrando que houve uma união metalúrgica satisfatória entre metal base e o pino.

Figura 5.19: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 na **Erro! Fonte de referência não encontrada..** Ataque Nital 2%.

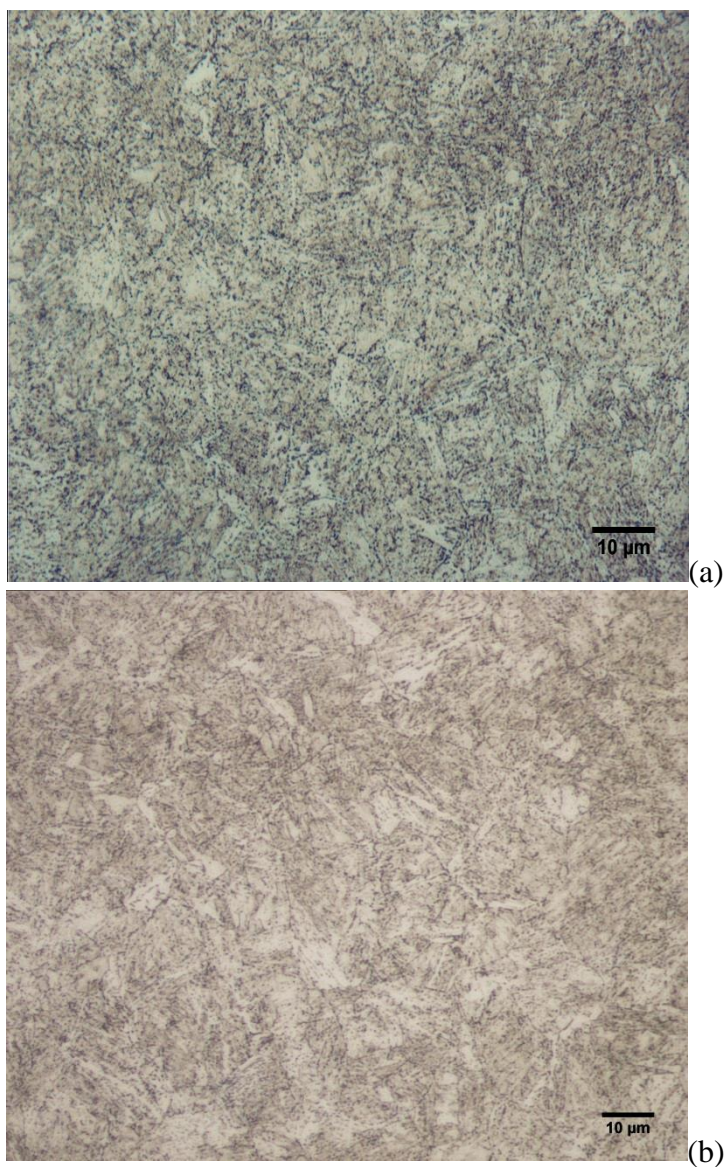


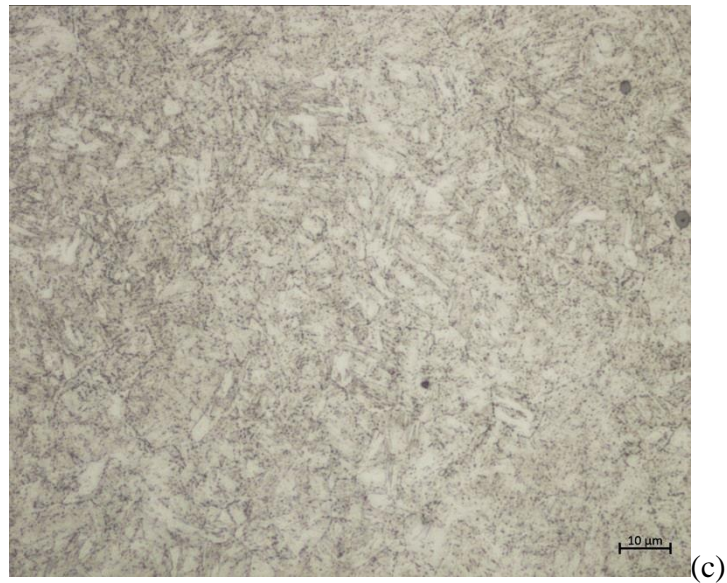
Amostras F30, F45 e F60 com Quatro Horas de Revenimento Pós Soldagem:

Nas figuras de 5.20 até 5.23 estão apresentadas as imagens representativas das regiões de interesse analisadas nas amostras identificadas como F30 (a), F45 (b) e F60 (c) com tratamento térmico de revenimento de quatro horas após a soldagem.

A Figura 5.20 apresenta o material base não afetado pelo processo de soldagem (região identificada como 1 na Figura 4.5), a microestrutura que compõe esta região é a martensita revenida.

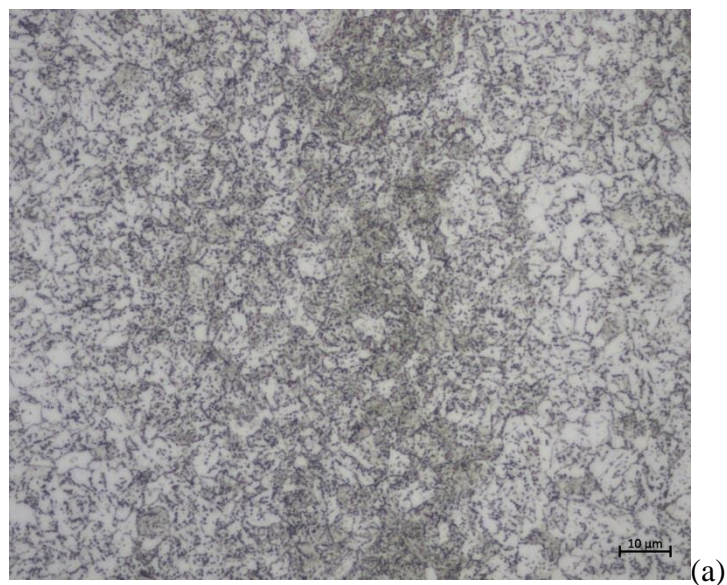
Figura 5.20: Micrografias em MO apresentando as micrografias das amostras com revenimento de quatro horas após a soldagem. Ataque Nital 2%.

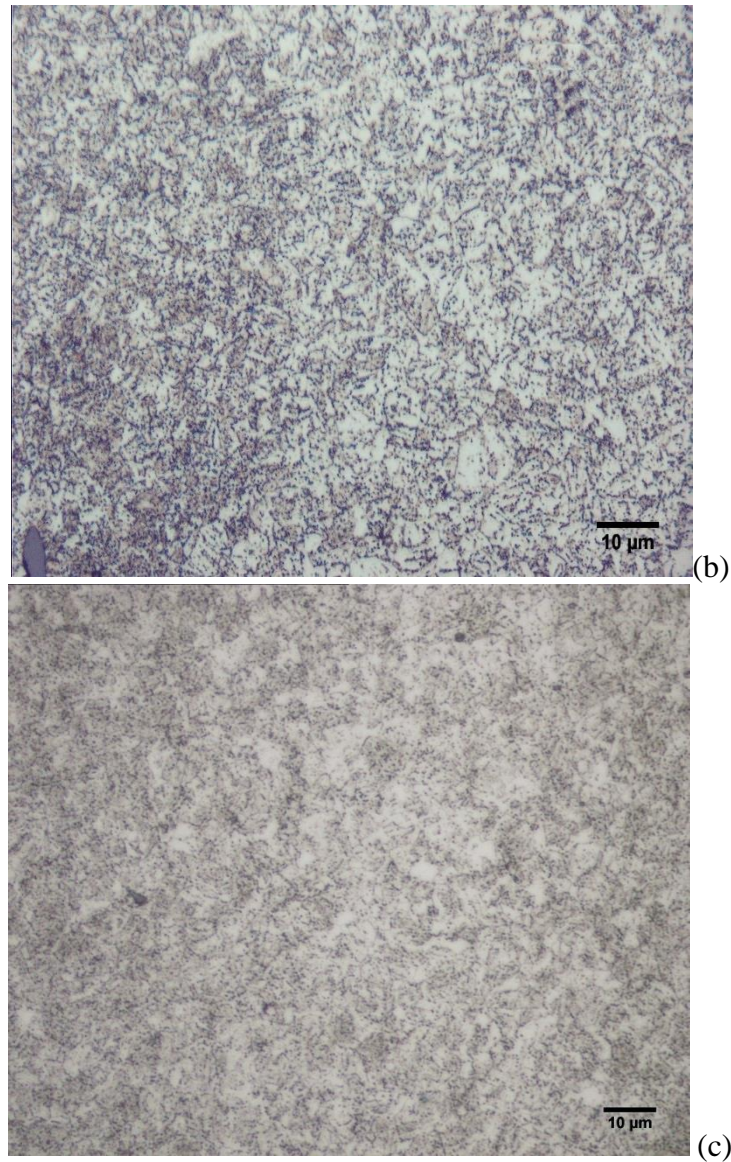




A região retratada na Figura 5.21, identificada como zona termicamente afetada (ZTA), ainda apresenta o mesmo bandejamento microestrutural visto nas outras condições, porém já mais ameno, pois o material já apresenta uma rede mais dispersa de carbonetos devido ao longo tempo de revenimento. A microestrutura ainda é predominantemente martensita revenida.

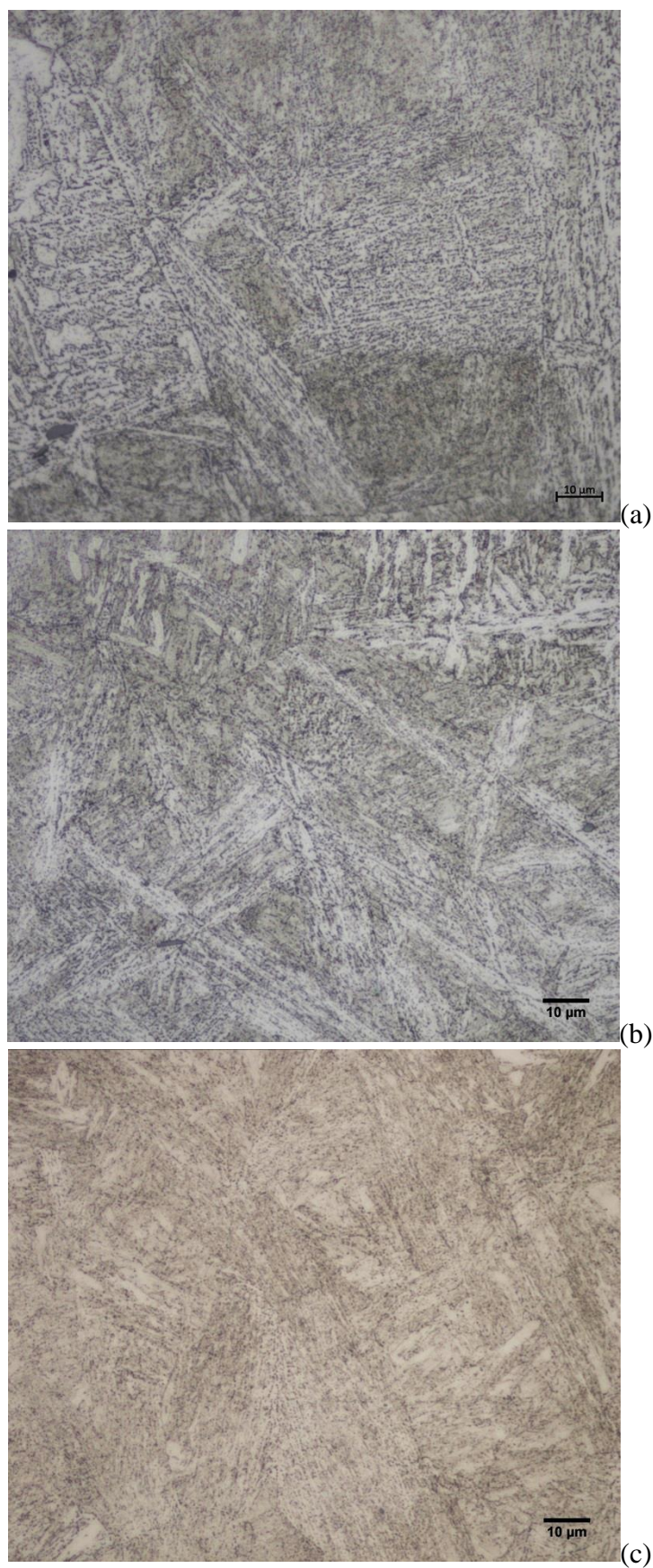
Figura 5.21: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 2 (ZTA) na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, das amostras revenidas por quatro horas. Ataque Nital 2%.





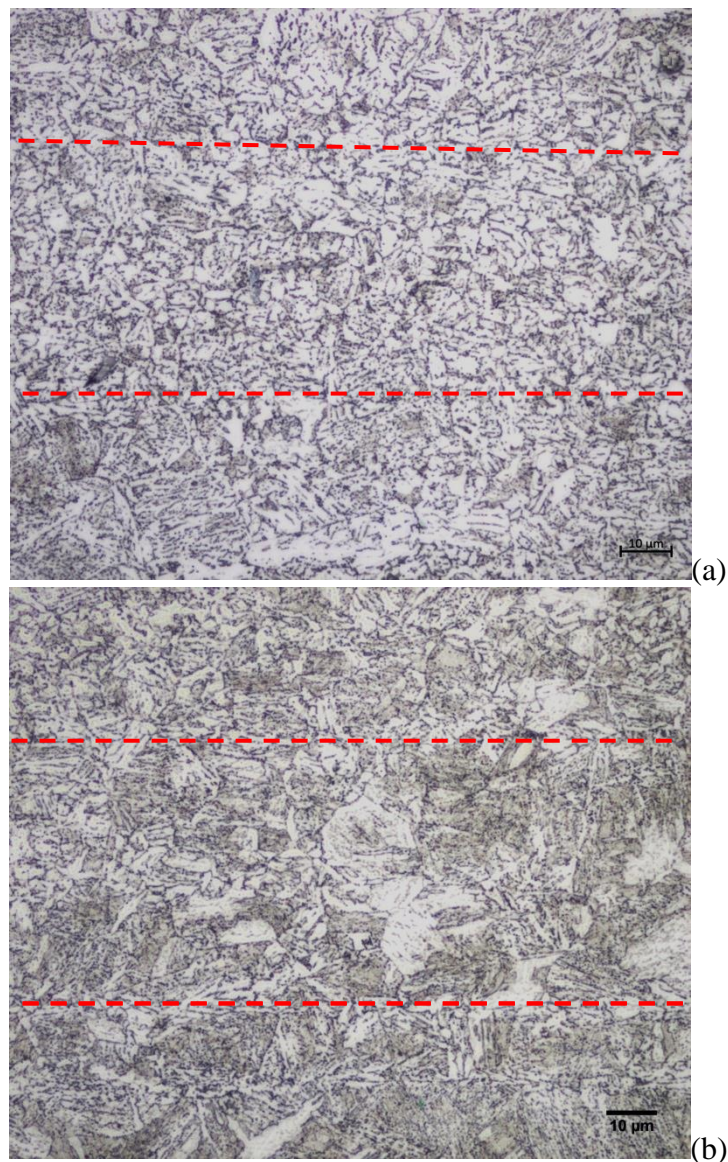
A Figura 5.22 apresenta as imagens representativas das regiões 3 e 4 da **Erro! Fonte e referência não encontrada.** Estas regiões foram identificadas como as zonas termo mecanicamente afetadas pelo processo (ZTMA), do metal base e do pino respectivamente. A microestrutura nas duas áreas analisadas apresentou-se muito semelhante, sendo composta por martensita revenida bainita.

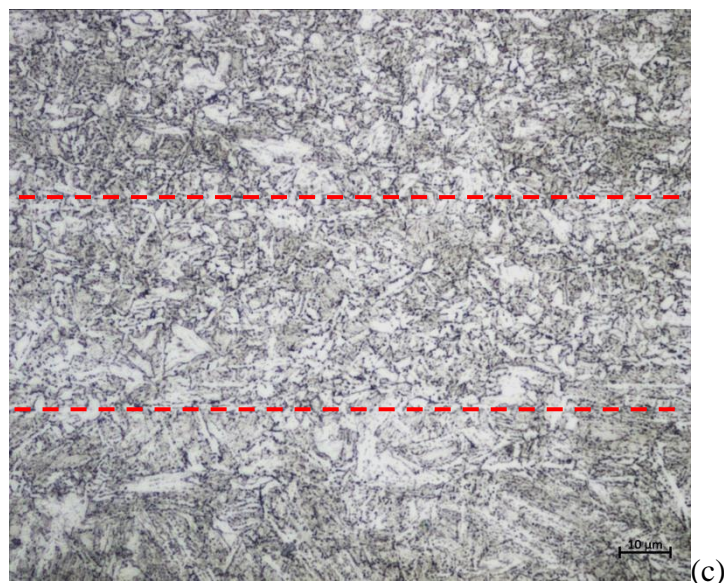
Figura 5.22: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 3 (ZTMA metal base) na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, resença de bainita. Ataque Nital 2%.



A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** apresenta as micrografias referentes ao ponto 5 na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, das três amostras, F30 (a), F45 (b) e F60 (c), na parte superior das micrografias temos a microestrutura da ZTMA do pino, entre as linhas tracejadas a região de união, e na parte inferior ZTMA do metal base, mostrando que houve uma união metalúrgica satisfatória entre metal base e o pino, sendo de difícil visualização o local no qual se dá a união entre o pino e a base.

Figura 5.23: Micrografias em MO apresentando a microestrutura presente na região identificada como 5 na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Ataque Nital 2%.





5.5 Mapeamento de Microdureza

É de grande importância para este trabalho a avaliação da microdureza da junta soldada produzida pelo processo FHPP, pois permite estabelecer uma relação com a resistência da mesma. Possíveis variações nos valores de microdureza medidos em um material podem estar relacionadas a alguns fatores tais como: efeitos do processo FHPP como algum nível de deformação, diferentes velocidades de resfriamento em pontos distintos da junta soldada, e composição química do aço, entre outros.

As Figuras de 5.24 a 5.35, apresentam os gráficos com os mapeamentos de microdureza das amostras F30, F45 e F60 na condição de sem revenimento pós soldagem, respectivamente.

É possível observar que para a amostra F30 os maiores valores de microdureza encontram-se nas zonas termicamente e termo mecanicamente afetadas do metal base, apresentando valores na faixa entre 340 e 480 HV. Na região próxima da interface entre metal base e pino e na própria interface os valores de microdureza ficaram muito próximos dos valores verificados no metal base não afetado pelo processo, na faixa entre 270 e 340 HV. As amostras F45 e F60 apresentaram um perfil de microdureza muito parecido com o descrito para a solda F30, no qual os maiores valores são verificados nas zonas afetadas pelo processo (ZTA e ZTMA), porém esses valores observados são maiores, ficando na faixa entre 410 e 480 HV na ZTA e ZTMA, e entre 340 e 410 HV na região da interface. Para o metal base não afetado pelo processo os valores foram muito parecidos dos medidos na solda F30.

Figura 5.24: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 sem revenimento.

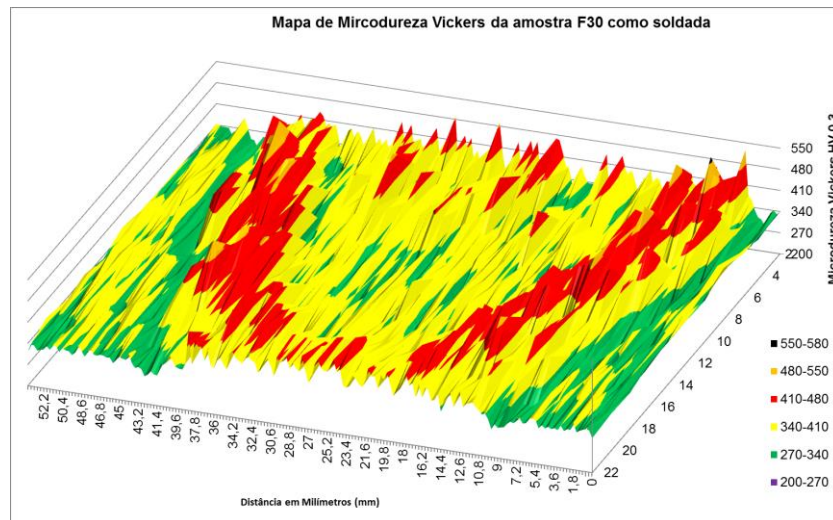


Figura 5.25: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 sem revenimento.

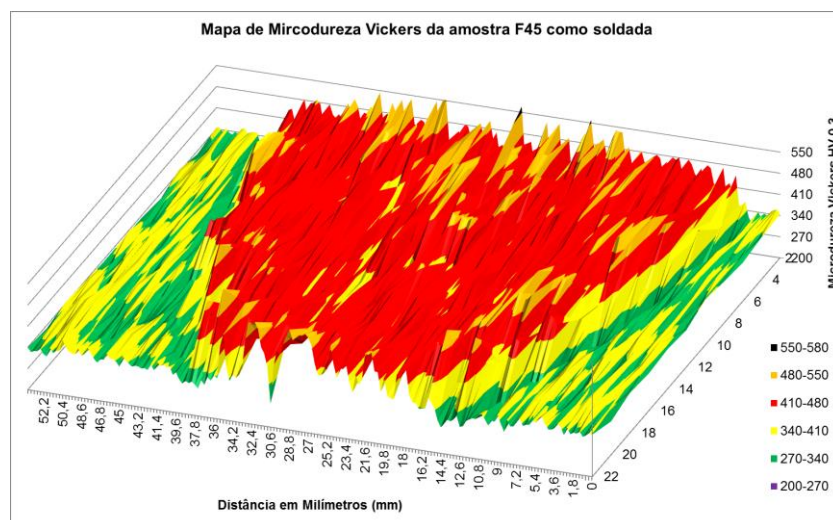
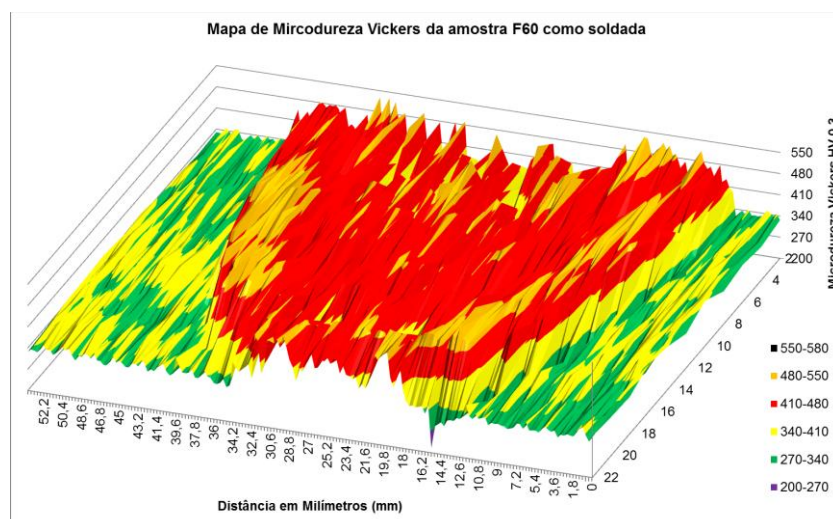


Figura 5.26: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 sem revenimento.



Para as amostras revenidas por uma hora após a soldagem observa-se que houve uma homogeneização na dureza na região da ZTMA do pino e do metal base, ficando em valores entre 270 e 340 HV para as amostras F30 e F45, e entre 340 e 410 HV na amostra F60. Contudo na ZTA do metal base houve uma diminuição da dureza apresentando valores entre 200 e 270 HV para as três amostras.

Figura 5.27: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com revenimento de uma hora pós soldagem.

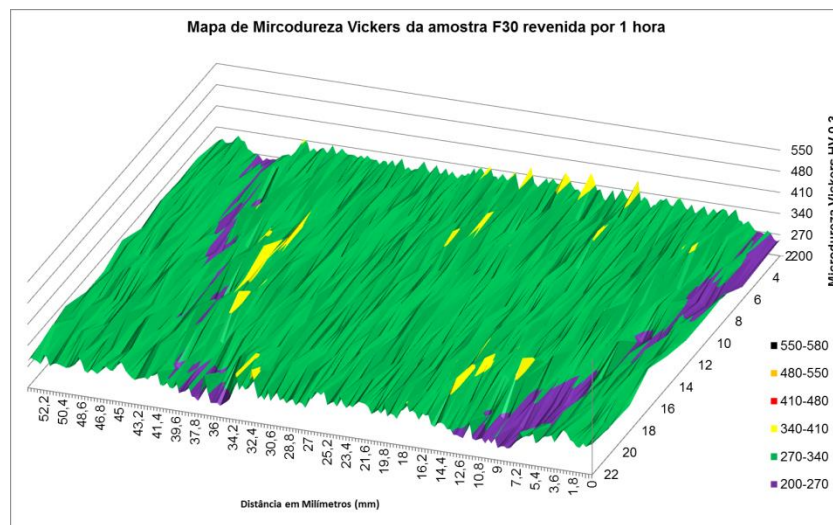


Figura 5.28: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com revenimento de uma hora pós soldagem.

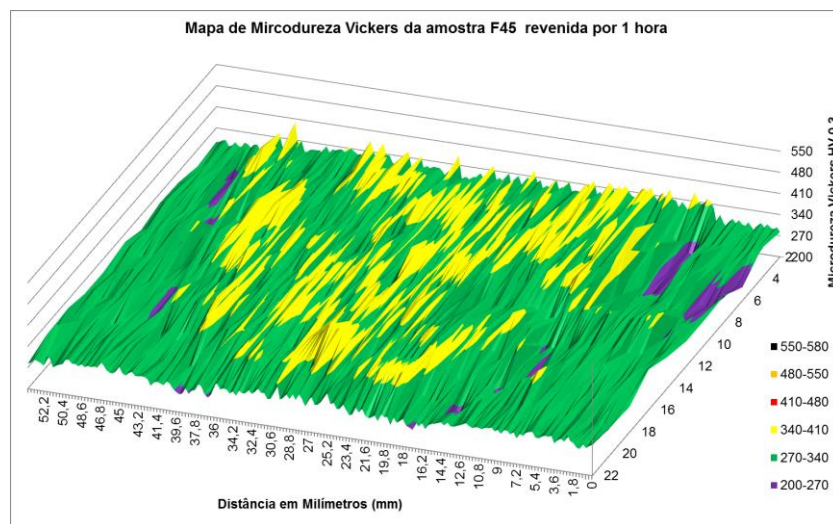
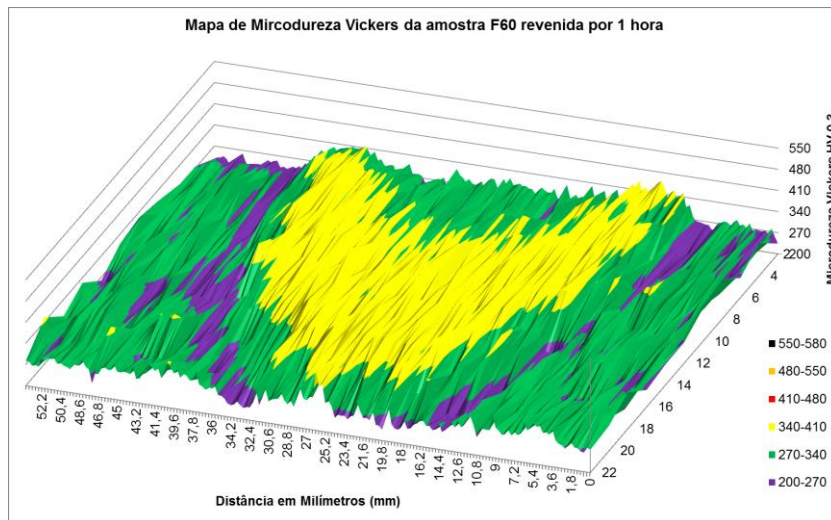


Figura 5.29: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com revenimento de uma hora pós soldagem.



Nos mapas de microdureza das amostras revenidas por duas horas é possível observar que a dureza na região do material base, não afetado pelo processo, ficou entre 270 e 340 HV, mesma faixa de valores para a ZTA das amostras. Já nas ZTMA (metal base e pino), as medidas ficaram entre 270 e 340 HV, com alguns pontos de menor dureza na amostra F30, e alguns picos de dureza (entre 340 e 410 HV) nas amostras F30 e F45.

Figura 5.30: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com duas horas de revenimento pós soldagem.

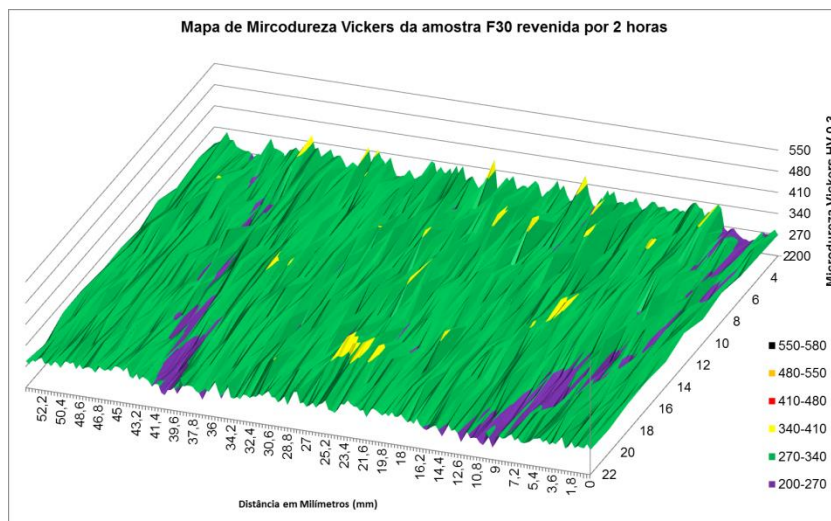


Figura 5.31: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com duas horas de revenimento pós soldagem.

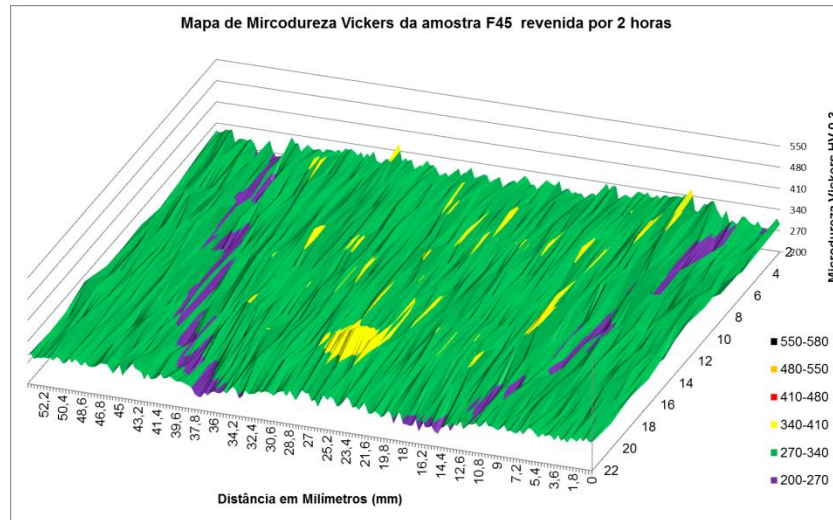
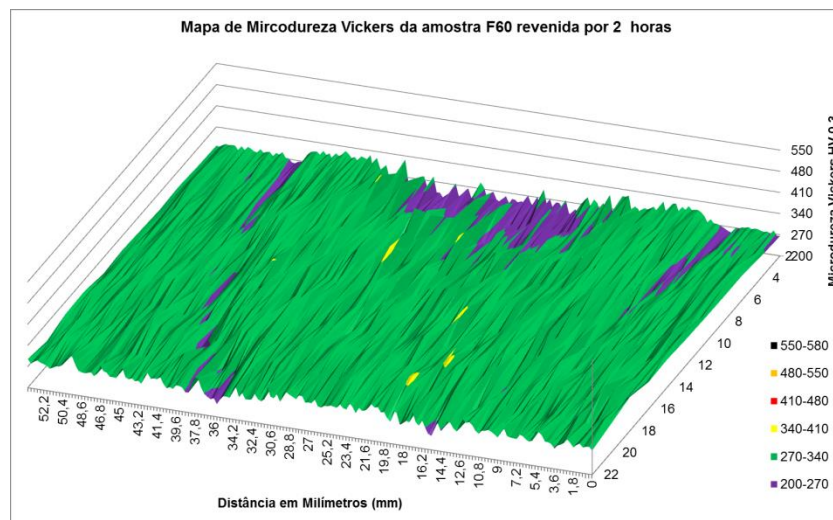


Figura 5.32: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com duas horas de revenimento pós soldagem.



Nas amostras revenidas por quatro horas após a soldagem como esperado a dureza geral baixou em todas as soldas. Na amostra F30 grande parte dos valores medidos ficou entre 270 e 340 HV, exceto em alguns pontos da ZTA nos quais a dureza ficou entre 200 e 270 HV, e na ZTMA próximo a interface que apresentou valores entre 270 e 340 HV. As amostras F45 e F60 mantiveram uma dureza entre 270 e 340 HV na ZTMA, contudo na ZTA apresenta valores entre 200 e 270 HV.

Figura 5.33: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F30 com quatro horas de revenimento pós soldagem.

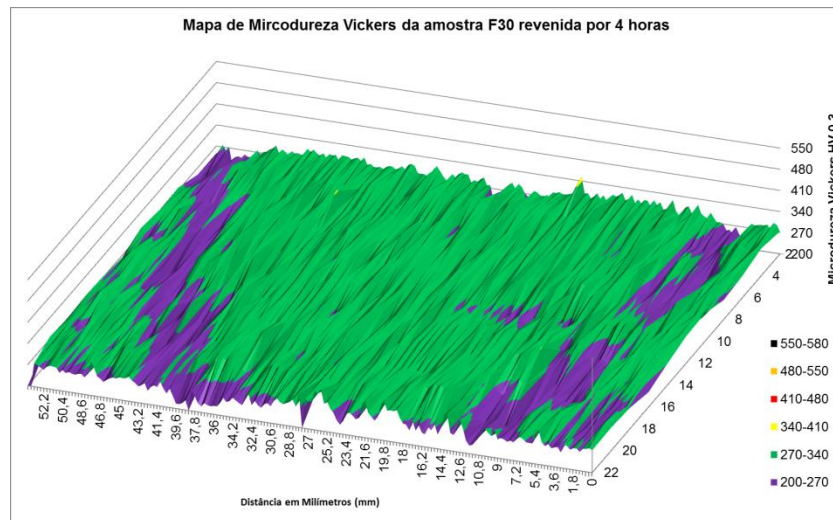


Figura 5.34: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F45 com quatro horas de revenimento pós soldagem.

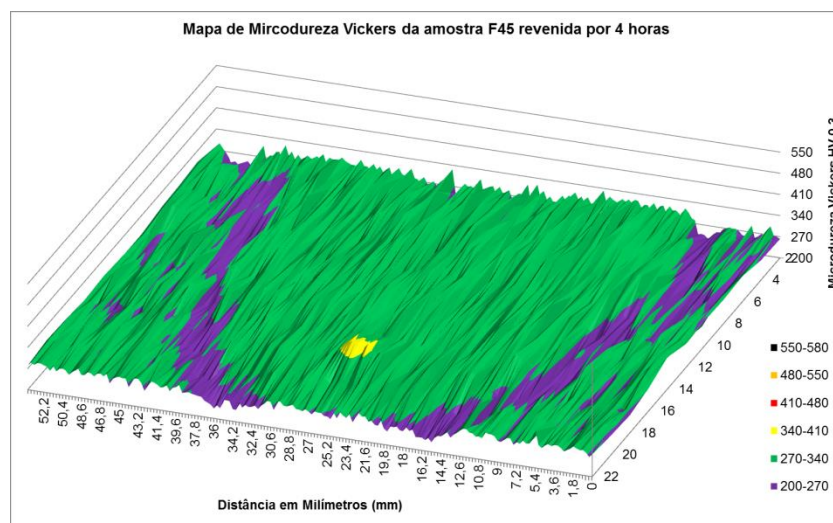
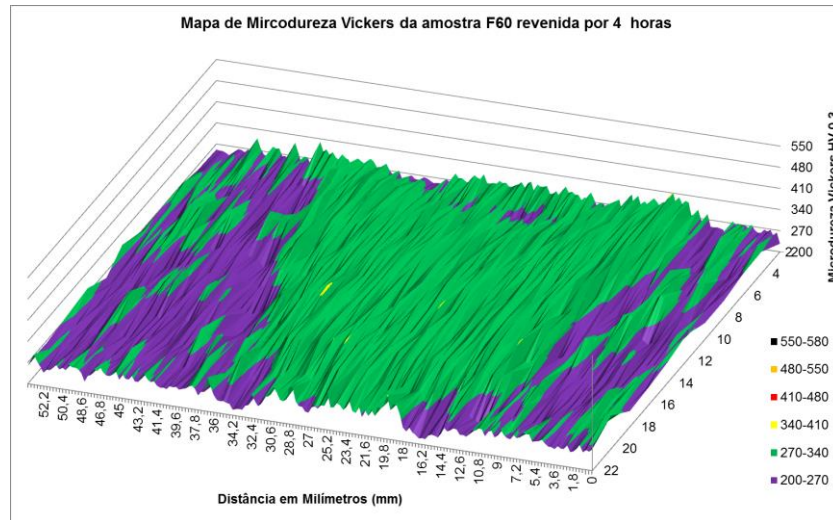


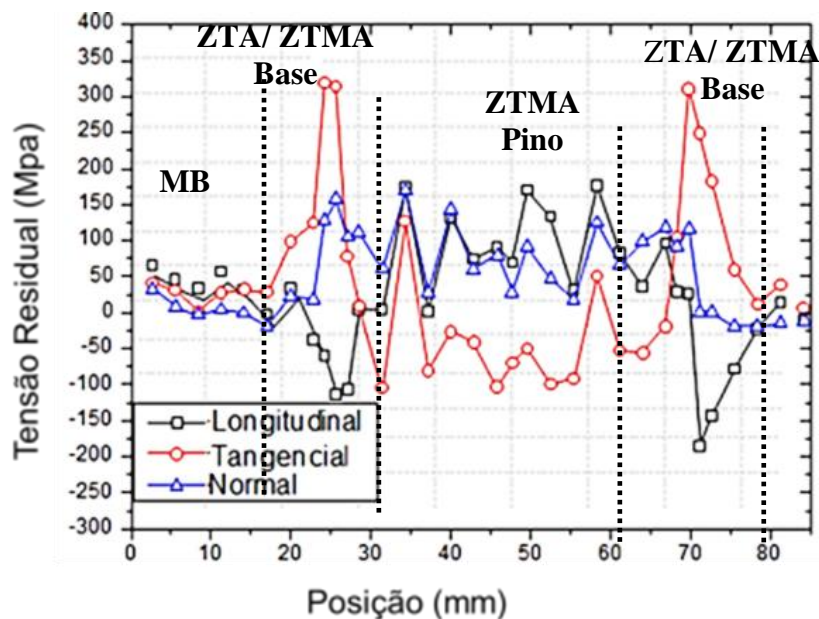
Figura 5.35: Gráfico apresentando o mapa de microdureza Vickers da amostra F60 com quatro horas de revenimento pós soldagem.



5.6 Medida do Estado de Tensões Residuais na Junta Soldada

A Figura 5.45 apresenta o gráfico com os valores das tensões residuais medidas na amostra sem revenimento. Os gráficos apresentaram um perfil “M”, o que é normal para um componente soldado. Observa-se que na região do metal base onde o material não foi afetado pelo processo, as três componentes exibem valores muito próximos, porém os valores para a componente longitudinal são de natureza trativa, enquanto que os da componente normal são de natureza compressiva, e a componente tangencial tem valores próximos à zero. Ao se analisar os valores referentes à ZTMA e ZTA, percebe-se uma mudança no comportamento das componentes longitudinal e normal, que passam a apresentar valores altos e de natureza trativa. A componente tangencial apresenta um pico de tensão residual de natureza trativa no início da ZTA, porém no centro do pino seu comportamento é de natureza compressiva.

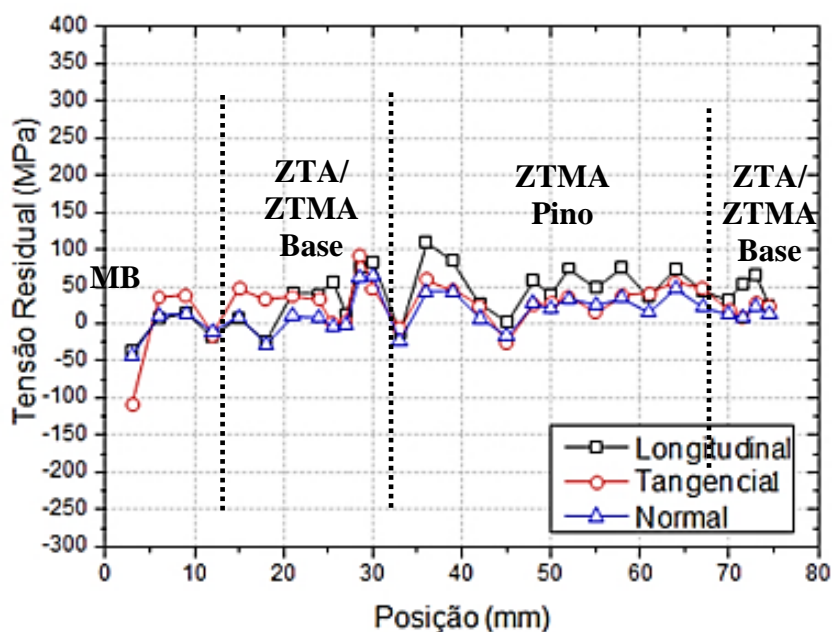
Figura 5.36: Gráfico com os valores das tensões residuais medidas na amostra sem revenimento.



Fonte: Helmholtz Zentrum Berlin, 2016.

Observando o gráfico gerado para os valores medidos na amostra com revenimento, apresentado na figura 5.45, é de fácil verificação a diminuição global nos valores das tensões residuais. Os valores estão homogêneos e muito próximos um do outro, independente da região da amostra analisada, isto é, os níveis de tensões residuais do metal base são quase os mesmos dos encontrados na ZTA.

Figura 5.37: Gráfico com os valores das tensões residuais medidas na amostra com revenimento de quatro horas.



Fonte: Helmholtz Zentrum Berlin, 2016.

6.0 DISCUSSÕES

Neste capítulo está apresentada a discussão a respeito dos resultados encontrados neste trabalho. A discussão está exibida de acordo como foram listados os resultados no item anterior, tentando facilitar a compreensão dos mesmos.

6.1 Análise Macrográfica

No processo de soldagem FHPP os defeitos mais comuns de ocorrer são macroscópicos sendo de fácil identificação na inspeção visual. As macrografias relatadas neste trabalho mostram que as juntas soldadas foram confeccionadas de forma satisfatória, não apresentando defeitos oriundos do processo de soldagem. Os parâmetros adotados para o processo obtiveram êxito na confecção das soldas, e vão ao encontro do que PIRES (2007) descreveu em seu trabalho, no qual relatou que a qualidade da junta soldada depende fortemente dos parâmetros do processo, sejam eles: força axial, velocidade de rotação, consumo do pino, e geometria do pino e do furo a ser preenchido.

Na análise das extensões das zonas afetadas pelo processo, tanto a termo mecanicamente como a termicamente, verificou-se que os dados encontrados neste estudo corroboram com o que foi exposto na revisão bibliográfica, na qual foi descrita a relevância do parâmetro força axial, e como ele influencia na qualidade da união, no controle do tempo de soldagem, no perfil e principalmente características das zonas afetadas pelo processo. Nos estudos de LESSA (2011) e UNFRIED, HERMENEGILDO E RAMIREZ (2009), verificou-se que quanto maior a força axial de recalque menor o tamanho das zonas afetadas pelo processo, exatamente como relatado no presente estudo, no qual ficou evidente a diminuição das zonas afetadas de acordo com que a força de recalque aumentava, tendo sido obtidas as maiores dimensões de zonas afetadas para a amostra F30 e as menores medidas para a amostra F60. Além de influenciar nos tamanhos das zonas afetadas pelo processo, a força axial, afeta diretamente o tempo de soldagem. (CHLUDZINSKI et al., 2012) (UNFRIED et al., 2009) reportaram em seus experimentos, que o tempo para o processo se dar por completo diminuía com o aumento da força, acarretando em maiores períodos de exposição ao calor para menores forças de soldagem, e consequentemente ocasionando em maiores áreas afetadas pelo processo. Aliado a diminuição do tempo de processamento, o calor gerado pelo atrito dos componentes durante a soldagem é menor, porém ainda há um grande gradiente de temperatura em um período muito curto durante o processo. CHLUDZINSKI et al., (2012),

realizou medições de temperatura durante a realização de uma solda, e verificou que aumento da força aplicada diminuiu o pico de temperatura alcançado, partindo de 1262 °C (com 50 kN) para 565 °C (em 400 kN). O tempo de processo também sofre grande influência da força, tendo sido reduzido de 50 segundos com 50 kN, para 2 segundos em 400 kN.

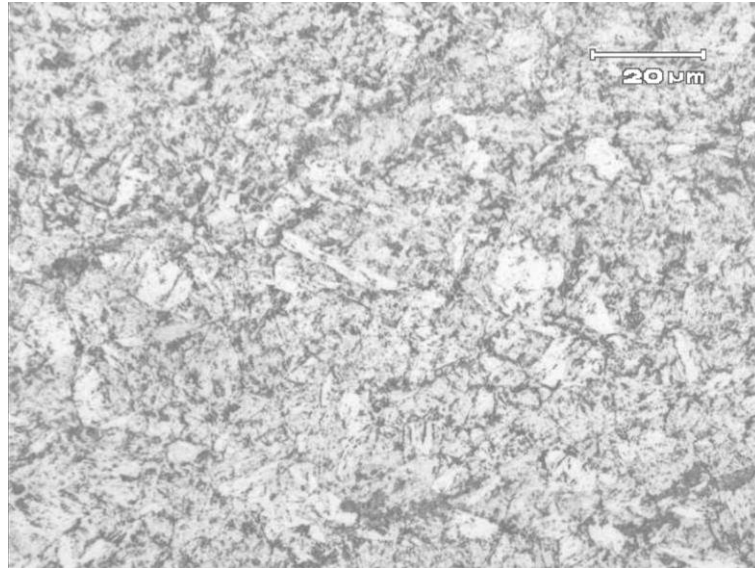
6.2 Análise Microestrutural

Na análise microestrutural das juntas soldadas foi possível observar que a microestrutura encontrada é composta predominantemente por martensita. Porém esta martensita apresentou três diferentes morfologias. Este aspecto morfológico diferenciado provavelmente está intimamente ligado com a localização da região na junta soldada. As zonas foram identificadas como zona termicamente afetada, zona termo mecanicamente afetada e metal base não afetado pelo processo. Cada uma dessas regiões sofre diferentes ciclos de aquecimento e resfriamento, e na ZTMA tem ainda a componente deformação, oriunda da fase de forjamento na soldagem e fluxo de material.

Metal base:

Na região do metal base não afetado pelo processo, a martensita apresenta o aspecto de como revenida. As metalografias realizadas mostraram que independente do tempo de revenimento aos quais as juntas soldadas foram expostas, a microestrutura permaneceu muito semelhante entre amostras. Na análise prévia do material antes do processo de soldagem esta microestrutura já havia sido reportada, tendo alcançado uma dureza média de 346 HV para a condição de temperada e revenida por uma hora. Em seu trabalho BUZZATTI (2011), já havia caracterizado este mesmo material base (aço grau R4) para a confecção de suas soldas, e relatou também uma microestrutura composta por martensita revenida, como fica claro na Figura 6.1, que apresenta a metalografia do material base.

Figura 6.1: Microestrutura do material base, aço grau R4. Martensita revenida.



Fonte: BUZZATTI, 2011.

Zona termicamente afetada:

Devido à ação do calor gerado na soldagem a microestrutura observada nesta região da solda difere da verificada no metal base. A ZTA apresenta duas regiões distintas, uma com presença de martensita com aspecto de não revenida, e na outra uma mistura de martensita e ferrita com agregados de carbonetos. A ocorrência deste bandejamento microestrutural provavelmente está relacionado ao fato de haver uma segregação de elementos de liga na região, que com o devido aporte térmico, aliado a um rápido resfriamento foi capaz de gerar as condições necessárias para a formação da martensita. Este fato foi apontado por LESSA (2011), que em seu estudo sobre a soldagem por fricção com pino consumível, relacionou a formação da martensita onde anteriormente era um bandejamento perlítico com a alta taxa de extração de calor. Para o presente estudo por se tratar de um material totalmente martensítico, a formação provavelmente se deu nas áreas mais ricas em elementos de liga previamente orientados de acordo com o sentido da laminação.

Essa característica microestrutural ficou mais evidente nas amostras sem revenimento após a soldagem, pois quanto maior o tempo de revenimento maior será a homogeneidade microestrutural da região.

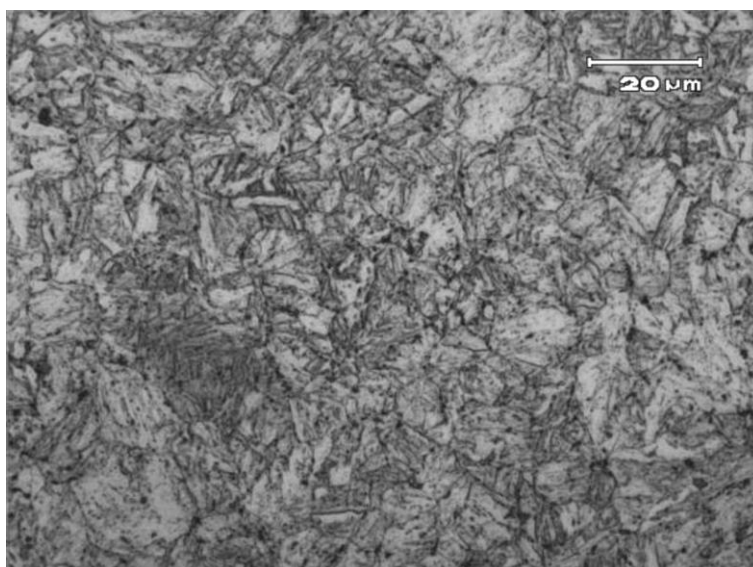
Zona termo mecanicamente afetada:

A ZTMA é a região na qual se localiza a parte mais crítica da junta soldada, a interface entre o metal base e o pino. É neste ponto onde se dá a soldagem propriamente dita, ou seja, onde os componentes se unem metalurgicamente. Ainda mais, é nesta região também onde podem surgir alguns tipos de defeitos oriundos do processo de soldagem. Na ZTMA tem-se o maior aporte térmico ao longo do processo, e principalmente há a deformação promovida pela etapa de forjamento, estas duas condições aliadas fazem com que a microestrutura neste ponto seja composta em grande parte por martensita, porém verificou-se a existência de bainita.

A morfologia da martensita na ZTMA é a em ripas, exibindo um aspecto acicular, característica de um aço com baixo teor de carbono, como descrito na revisão de literatura deste trabalho.

BUZZATTI (2011), também relatou em seu trabalho a formação da fase martensítica ao confeccionar uma junta soldada pelo processo FHPP, o material utilizado foi o aço classificado como grau R4 pela norma IAC W22, o mesmo do presente estudo. A Figura 6.2 apresenta a metalografia na qual o autor descreve a ocorrência da formação da fase martensítica.

Figura 6.2: Metalografia apresentando a microestrutura martensítica.

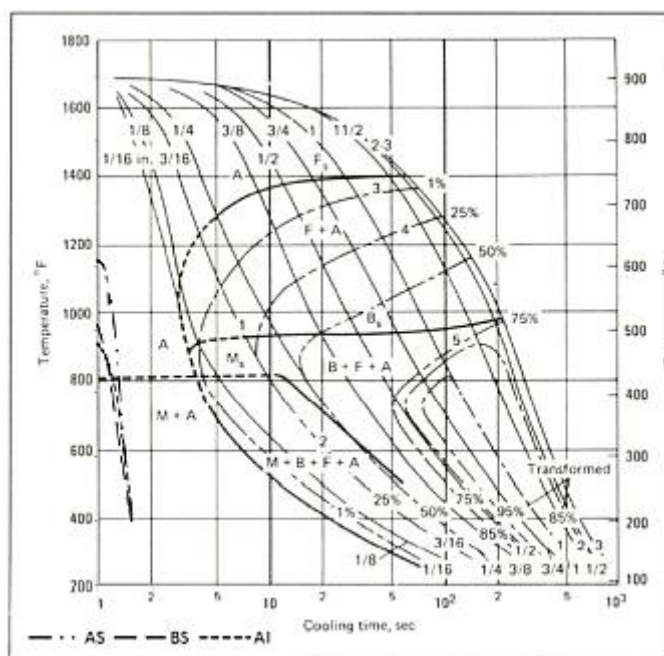


Fonte: BUZZATTI, 2011.

Neste mesmo trabalho BUZZATTI (2011), fez a aquisição de temperatura ao longo do processo de soldagem, e sobrepôs a curva de resfriamento obtida sobre a de resfriamento contínuo de um aço SAE 8620, por possuir uma composição química muito semelhante ao

aço grau R4, pela norma IAC W22. A Figura 6.3 apresenta o gráfico com as curvas de resfriamento obtidas para cada termopar posicionado (AS, BS e AI).

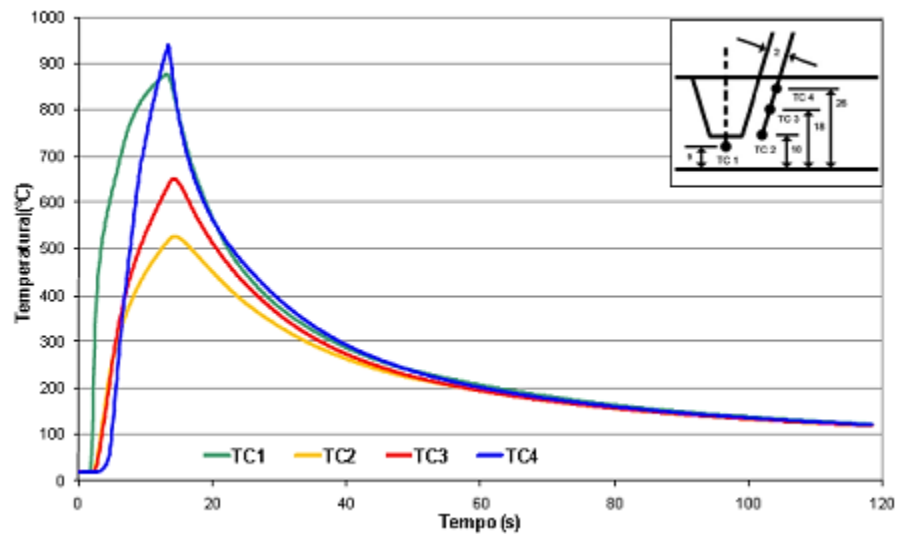
Figura 6.3: Curva de resfriamento obtida por BUZZATTI sobreposta a curva de resfriamento contínua do aço SAE 8620.



Fonte: BUZZATTI, 2011.

Os parâmetros de soldagem utilizados para obtenção destes dados foram, força axial 30 kN e velocidade de rotação de 500 rpm. Mesmo a velocidade de rotação não sendo a mesma da utilizada neste trabalho (que foi de 1500 rpm), os dados obtidos por BUZZATTI auxiliam na compreensão das microestruturas produzidas neste estudo. A maior velocidade de rotação empregada neste estudo faz com que haja um maior aporte térmico e taxas de resfriamento menores, como exposto na revisão bibliográfica. Em sua tese CHLUDZINSKI (2013), apresentou uma curva de resfriamento para uma junta soldada com uma força axial de 200 kN e uma velocidade de rotação de 1550 rpm. Esta curva mostrou que houve um aumento nas temperaturas máximas alcançadas ao longo do processo e uma taxa de resfriamento menor quando comparadas às obtidas por BUZZATTI.

Figura 6.4: Curvas de resfriamento para uma solda produzida pelo processo FHPP, com força axial de 200 kN.



Fonte: CHLUDZINSKI, 2013.

Observando os dados de aquisição de temperatura para uma amostra soldada com uma força axial de 50 kN descrita por CHLUDZINSKI (2013), verifica-se que as temperaturas alcançadas são ainda maiores em alguns pontos da junta soldada, e o tempo de soldagem maior do que o da força axial de 200 kN, logo se tem uma taxa de resfriamento ainda menor do que a descrita para a de 200 kN, produzindo assim as condições necessárias para o surgimento da fase Bainita, ao se utilizar forças axiais de 30 kN, 45 kN e 60 kN.

Quanto maior o tempo de revenimento após a soldagem, menos acicular se tornava a martensita remanescente. À medida que o aspecto acicular diminui uma dispersão maior dos carbonetos é observada.

6.3 Mapeamento de Microdureza Vickers

Os valores de microdureza obtidos no mapeamento da amostra sem revenimento alcançaram os maiores valores medidos entre as condições estudadas. As regiões termomecanicamente afetadas (tanto no metal base como no pino) apresentaram as maiores durezas, isto está diretamente relacionado com a microestrutura destas regiões, que é composta por martensita e bainita, que somadas a deformação imposta pelo processo de soldagem produzem nestas regiões as maiores durezas da junta soldada.

Para as amostras que foram revenidas por uma, duas e quatro horas, houve uma homogeneização na dureza do material, e este valor decaiu com o aumento do tempo de

revenimento. Foi observado que na região em que havia um bandeamento microestrutural (ZTA), a dureza nas áreas pobres em elementos de liga apresentava os menores valores medidos na junta soldada.

Este decréscimo nos valores já era esperado, e também foi observado por PIMENTA (2007), que verificou uma redução nos valores de microdureza Vickers no material, um decréscimo no limite de escoamento e de resistência do material com o aumento da temperatura de revenimento, contudo, houve um aumento na tenacidade à fratura do material com este aumento de temperatura de revenimento.

6.4 Medida do Estado de Tensões Residuais na Junta Soldada

Observa-se claramente que os perfis de tensões residuais mudam drasticamente da amostra na condição de como soldada para a que sofreu o tratamento térmico de revenimento após soldagem. Este fato é consequência das transformações impostas pelo processo de soldagem por fricção, sejam elas microestruturais ou mecânicas.

Os maiores níveis de tensões residuais verificados localizaram-se na ZTA da base e na ZTMA da base e do pino. Essas duas regiões são as que sofrem um maior aporte térmico e um resfriamento mais rápido, além da deformação no estágio final da solda. Esses três aspectos acarretam no surgimento da fase martensita não revenida na ZTA do metal base. A transformação martensítica promove uma mudança na estrutura cristalina e um aumento no volume da célula unitária, criando uma distorção na rede cristalina, o que promove no surgimento de tensões residuais. Já na ZTMA do metal base e do pino, os níveis de tensões residuais possuem outra contribuição, a deformação imposta na fase de forjamento. Esta aplicação de carga axial faz com que o material do pino, que está plastificado, escoe pela cavidade, porém este movimento é limitado pela base que não está totalmente plastificada como o pino, fazendo com que o material fique com tensões internas de natureza trativa na região.

7.0 CONCLUSÕES

Por meio dos resultados obtidos na caracterização macroestrutural e microestrutural, no mapeamento de microdureza das juntas soldadas utilizando o aço classificado como grau R4 pela norma IAC W22 como material base para confecção do pino consumível e da base, é possível chegar as seguintes conclusões:

- As juntas soldadas com a força de 60 kN (F60), apresentaram a melhor combinação de propriedades avaliadas, isto é, menores tamanhos de zonas afetadas pelo processo, além de manter um bom nível de dureza nas zonas afetadas pelo processo do pino e do metal base, após o revenimento.
- Na análise macrográfica dos reparos realizados verificou-se um preenchimento total da cavidade na base, não sendo observado nenhum tipo de defeito oriundo do processo de soldagem, o que realça que as juntas soldadas apresentaram uma boa união metalúrgica, não sendo de fácil visualização, em maiores aumentos por microscopia óptica, o fim do pino e o começo do material base junto à interface.
- O dimensionamento das extensões das zonas afetadas pelo processo (ZTMA e ZTA) através do *software* de análise de imagens permitiu constatar que quanto maior a força axial empregada na soldagem, menor será a área afetada do componente pelo processo. Ainda, pode-se relacionar o tamanho das zonas afetadas pelo processo com o tempo de soldagem para cada força axial aplicada, e ficou comprovado que quanto menor a força aplicada maior será o tempo de processamento. Os tempos de processamento observados neste trabalho foram de 95, 85 e 75 segundos para as forças de 30, 45 e 60 kN respectivamente.
- Devido à composição química do aço utilizado, o aporte térmico gerado durante a soldagem e a taxa de resfriamento sofrida pelas juntas soldadas, foram criadas as condições necessárias para o surgimento das fases Martensita e Bainita na ZTMA do pino e da base, e de bandas de Martensita não revenida na ZTA. Na região do material base que não foi afetado pelo processo, não houve nenhuma alteração microestrutural.

- A temperatura empregada e os tempos aplicados no processo de revenimento das soldas fizeram com que a microdureza do material na zona mais dura (ZTMA), decaísse de valores entre 350 HV e 550 HV, para a condição de como soldada, para valores entre 250 HV e 350 HV na condição de revenida por quatro horas após a soldagem.
- O estado de tensões residuais na junta soldada sem revenimento apresentou um comportamento de natureza trativa nas regiões afetadas pelo processo (ZTMA e ZTA), mostrando que um tratamento térmico de revenimento ou alívio de tensões se faz necessário para que o componente não tenha sua vida útil em fadiga comprometida, evitando falhas prematuras.
- Na amostra revenida após a soldagem a junta soldada apresentou um perfil homogêneo e praticamente neutro em seus níveis de tensões residuais.

8.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para se entender melhor os efeitos do processo de soldagem no material e em suas propriedades recomendam-se os seguintes tópicos:

- Avaliação de juntas soldadas produzidas com parâmetros de soldagem diferentes como forças axiais maiores, por exemplo;
- Fazer uso de ensaios mecânicos com a finalidade de se produzir uma qualificação completa da junta soldada;
- Realização de ensaios de corrosão em meios que simulam os de aplicação em serviço.

9.0 REFERENCIAS

- AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS: **Welding Handbook**. Vol. 2, 8th Ed, Miami, 1991.
- BARBOSA, R. P. **Modelagem do Efeito das Tensões Residuais na Vida em Fadiga das Amarras de Aço Através do Método dos Elementos Finitos**. Dissertação M. T., CEFET-RJ, Novembro, 2004.
- BUZZATTI, J. T. **Aquisição de Temperatura e Análise da Microestrutura com a Variação de Parâmetros na Solda por Fricção com Pino Consumível**. UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, 2011.
- CHAVES, A. P. **Estudo Comparativo da Vida em Fadiga de Aços Fundidos e Forjados de Alta Resistência para Utilização em Acessórios de Linhas de Ancoragem de Plataformas *Offshore***. Dissertação. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, RJ, 2010.
- CHLUDZINSKI, M. **Avaliação da Tenacidade à Fratura em Juntas Soldadas por Fricção com pino consumível**. Tese. PPGEM:UFRGS, 2013.
- CHLUDZINSKI, M. **Fracture Toughness of Friction Hydro-Pillar Processing Welding in C-Mn Steel**. Materials and Design, p 340-344, 212.
- COSTA, L. V. **Análise das Propriedades Mecânicas de Elos de Amarras de Aço API-2F Submetidos a Ensaio de Fadiga**. Dissertação. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, RJ, 2006.
- CROSSLAND, B. **Friction Welding: Recommended Practices for Friction Welding**. In: Contemporary Physics, 12(6), p.559-574, 1971.
- ELLIS C. R. G. **Continuous Drive Friction Welding of Mil Steel**. Welding Journal, p.183-197, Abril 1972.
- FREITAS, Bruna Brito. **Avaliação da Tenacidade da Solda de um Aço Baixa Liga C-Mn Obtido pelo Processo FHPP (*Friction Hydro Pillar Processing*)**. Dissertação. PPGEM: UFRGS 2015.
- GASPAR, N. J. **Potencial Uso do Passe de Revenimento no Reparo de Soldas: Avaliação Via Mapeamento de Microdurezas**. Dissertação, Universidade de Santa Cecília, 2013.
- Helmholtz Zentrum Berlin, 2016. **Residual stress states in Friction Hydro-Pillar Processing welding in structural steel**. Experimental Report, Agosto de 2016.
- ICHIYAMA, Y. **Flash-Butt Welding of High Strength Steels**. Nippon Steel Technical Report No. 95 Janeiro, 2007.
- JORGE, J. C. F., BOTT, I. S., VOGAS, P. V. B. D, SOUZA, L. F. G. **Avaliação de Propriedades Mecânicas de Metal de Solda de Alta Resistência Obtido por Processo de Arame Tubular tipo Flux Cored para Soldagem de Amarras de Aço de Ancoragem de**

Plataformas de Petróleo Offshore. Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Maio, 2013.

KRAUSS, G. **Steel – Heat Treatment and Processing Principles.** 1. ed. Estados Unidos, 1989.

KRAUSS, G.; **Tempering and Structural Change in Ferrous Martensitic Structures Phase Transformations in Ferrous Alloys.** Metallurgical Society of AIME, p. 102 – 123, 1984.

LACERDA, Thiago Ângelo Gonçalves., **Análise de Sistemas de Ancoragem de Plataformas Flutuantes.** Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2005.

LESSA, C. R.de L. **Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn.** Dissertação. PPGEM:UFRGS, 2011.

LODINI, A. **Analysis of Residual Stress by Diffraction Using Neutron and Synchrotron Radiation.** Taylor & Francis, 2003, p-48.

LU, J. and Society for Experimental Mechanics (U.S.), **Handbook of measurement of residual stresses** 1996. Lilburn, GA., p238.

MARDER, A. R. and Goldstein, J.I.; **Phase Transformations in Ferrous Alloys Structure-Property Relationships in Ferrous transformation Products.** AIME, 1984, pp 11-41.

MARQUES, P. J. MODENESI, P. V. SANTOS, D. B. Metalurgia física dos aços In: **Introdução a metalurgia da soldagem.** Belo Horizonte: UFMG – Universidade Federal de Minas Gerais, 2012. Disponível em 08 de dezembro. 2015. < <http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf> >.

MATTEI, Fabiano. **Desenvolvimento de Equipamento para Estudo de Soldagem por Fricção.** Dissertação. PPGEM: UFRGS, 2011.

MEINHARDT, C. P. **Caracterização Microestrutural de Solda por Fricção em Aço Inoxidável Austenítico (UNS S31673) e Aço Inoxidável Dúplex (UNS S31803).** Dissertação. PPGEM:UFRGS, 2013.

MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing: Bonding Mechanism and Properties,** Tese de Doutorado, Technischen Universität Braunschweig, 2002.

MODENESI, P. J. **Introdução aos Processos de Soldagem.** UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS, 2005. < <https://pt.scribd.com/doc/22669216/Introducao-aos-Processos-de-Soldagem>>. Acesso em 31/10/2016.

NICHOLAS, E. D. **Friction Hydro Pillar Processing.** In 11th ANNUAL NORTH AMERICAN WELDING RESEARCH CONFERENCE. Nov. 7-9, 1995.

NICHOLAS, E. D. **Friction processing technologies.** Welding in the World, v. 47, n. 11-12, p. 2-9, NOV./DEC. 2003.

NOYAN, I.C. e COHEN, J. B. **Residual Stress – Measurement by Diffraction and Interpretation**. New York: Springer-Verlag, 1987, p276.

NOVIKOV, I.; **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**, Editora UFRJ, p 439 – 457, 1994.

NUNES, R. M. **Estudo de Distorção de Barras Cilíndricas de Aço ABNT 1045 em uma Rota de Fabricação Envolvendo Trefilação Combinada e Têmpera por indução**. Tese de Doutorado. PPGEM: UFRGS, 2012.

PIMENTA, J. M. P. **Modificações nas Propriedades Mecânicas e na Resistência à Fratura do Aço Estrutural R4**. Dissertação de Mestrado – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, PUC-Rio. 2007.

PINHEIRO, A. et al. **Costura por Fricção: Fundamentos e Aplicações**. In: 1º COBEF – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Curitiba, 2001.

PIRES, Fábio de Souza. **Avaliação do Efeito do Dano por Fadiga nas Propriedades de Tração e Dureza do Aço Grau R4 da Norma IACS W22/2004 Utilizado na Confeção de Amarras de Linhas de Ancoragem**. Dissertação. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, RJ, 2007.

PIRES, R.R. **Efeitos da Geometria, da Força Axial e da Rotação do Reparo por Atrito**. Dissertação. Universidade Federal de Uberlândia, MG, 2007.

OLIVEIRA. C.A. S.; **Tempera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas**. 1944, 245f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro.

REED-HILL. R. E.; **Princípios de Metalurgia Física**, 2ª ed., p 620 – 633, 1982.

ROSADO, D.B. **Análise de microestrutura em juntas soldadas de aços SAE 4140 e BS 4360 através do processo Friction Hydro Pillar Processing**. Trabalho de conclusão de curso de Engenharia Metalúrgica, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2008.

THOMAS W. M e NICHOLAS E. D. **Emerging friction joining technology for stainless steel and aluminium applications**. ‘Productivity beyond 2000’: IIW Asian Pacific Welding Congress, Auckland, New Zealand, February 1996.

THOMPSON, S.W. **Structural Characteristics of Transitions-Iron-Carbides Precipitates Formed During the First Stage of Tempering in 4330 Steel**. Materials Characterization 106 (2015) p. 452–462. George S. Ansell Department of Metallurgical and Materials Engineering, Colorado School of Mines, Golden, CO, USA, 2015.

UNFRIED, J. et al. **Estudo da Influência dos Parâmetros de Processo na Microestrutura da Zona Termo Mecanicamente Afetada na Soldagem por Atrito com Pino Consumível em Aços C-Mn**. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, v.4, p. 27-32, 2009.

UNFRIED, J.; HERMENEGILDO, T.F.; RAMIREZ, A.J. **Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steel Friction Hydro Pillar Welded Joints.** In: Proceedings of the 8th International Conference, Pine Mountain, 2009. p 381-384.

VERHOEVEN, J. D. **Fundamentals of Physical Metallurgy.** Estados Unidos, 1975.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. de; **Soldagem – Processos e Metalurgia.** São Paulo, Edgard Blucher, 1992.

WEBSTER, G.A. e WIMPORY, R.C. **Non-destructive measurement of residual stress by neutron diffraction.** Journal of Materials Processing Technology, 2001. 117(3): p. 395-399. < [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00802-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00802-0)>.

YEH, Felipe Wu Tzong. **Avaliação de descontinuidades no reparo em placas de aço por "Friction Hydro Pillar Processing" (FHPP) via ultrassom e micrografia.** Dissertação. PPGEM:UFRGS, 2012.